

Министерство образования Российской Федерации

Алтайский государственный технический  
университет им.И.И.Ползунова

**60 лет АлтГТУ**

**НАУЧНОЕ ТВОРЧЕСТВО  
СТУДЕНТОВ И СОТРУДНИКОВ**

Юбилейная 60-я  
научно-техническая конференция студентов,  
аспирантов и профессорско-преподавательского  
состава, посвященная 60-летию АлтГТУ

**Часть 12.  
КАФЕДРА МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ  
МЕТАЛЛОВ**

Барнаул – 2002

ББК 784.584(2 Рос 537)638.1

Юбилейная 60-я научно-техническая конференция студентов, аспирантов и профессорско-преподавательского состава, посвященная 60-летию АлтГТУ. Часть 12. Кафедра металловедения и термической обработки металлов. / Алт.гос.техн.ун-т им.И.И.Ползунова. – Барнаул: изд-во АлтГТУ, 2002. – 56 с.

В сборнике представлены работы научно-технической конференции студентов, аспирантов и профессорско-преподавательского состава Алтайского государственного технического университета, проходившей в апреле 2002 г.

Ответственный редактор к.ф.–м.н., доцент Н.В.Бразовская

© Алтайский государственный технический университет им.И.И.Ползунова

# СЕКЦИЯ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ

## СПЛАВ X15M5Ю3 (NI) – КАК НАПЛАВОЧНЫЙ МАТЕРИАЛ.

Волкова С.С., Примак Е.В. - студенты группы ТМ- 04  
Бутыгин В.Б. – профессор, Степаненко Н.А. – доцент,

Поскольку возможность улучшения теплостойкости штамповых сталей с  $\alpha$  -  $\gamma$  - превращением и с карбидным или интерметаллидным упрочнением может быть ограниченной, существенным становится изучение рациональных путей использования сплавов, не претерпевающих фазовых превращений, а именно, сплавов с аустенитной структурой. Такие сплавы, в отличие от известных жаропрочных, должны иметь более высокие твёрдость и сопротивление деформации во всём температурном интервале эксплуатации. Нами исследовались сплавы на аустенитной основе, химический состав которых показан в табл. 1.

Таблица 1  
Химический состав исследуемых сплавов (%)

Сплав	C	Cr	Co	Mo	W	Ti	Al
X19K13M4TЮ	0,11	18,25	13,9	3,9	-	0,94	1,04
X15M5Ю6	0,11	14,65	-	4,47	-	-	6,3
X15M5Ю3	0,11	14,65	-	4,5	-	-	3,3

Ковкость всех сплавов была удовлетворительной. Микроструктура сплавов в литом состоянии состояла из аустенита и угловатых включений интерметаллидной фазы. Интерметаллидная фаза у сплавов с хромом и никелем более мелкая и располагается равномерно по всему полю шлифа.

Структура сплавов X15M15Ю6 и X15M15Ю3 послековки представляет собой  $\gamma$  - раствор с большим количеством интерметаллидной фазы сравнительно небольших размеров и правильной округлой формы. Структура сплава X19K13M4TЮ представляет собой  $\gamma$  - раствор с более крупными включениями интерметаллидной фазы.

Твёрдость сплавов в исходном состоянии показана в табл. 2. Она определяется количеством интерметаллидной фазы.

Таблица 2  
Твёрдость сплавов в исходном состоянии

Сплав	Твёрдость, HRC	Состояние
X19K13M4TЮ	36 – 37	Ковка
X15M5Ю6	41 – 42	Ковка
X15M5Ю3	38 – 39	Ковка

Было исследовано влияние температур закалки в интервале от 1000 до 1300°C. Было принято охлаждение в масле. В структуре сплавов X15M5Ю6 и X15M5Ю3, закаленных с 1000°C, присутствует большое количество округлых интерметаллидных частиц, они равномерно распределены по всей площади шлифа. Частицы интерметаллидной фазы находятся в основном внутри зёрен и в меньшем количестве по границам. Нагрев до 1200°C увеличивает размер зерна, но внутри отдельных зёрен образуются субзёрна; размеры их отвечают баллу 7-8. Повышение температуры закалки до 1250°C приводит к дальнейшему росту зерна. Сплав X19K13M4TЮ, закаленный от 1000°C, имеет сравнительно малое зерно (балл 6-7). Интерметаллидная фаза почти отсутствует. Закалка с 1100°C увеличивает размеры зерна до

балла 4-5. По границам и внутри зерна наблюдается небольшое количество интерметаллидной фазы.

Измерение твёрдости показывает зависимость её от температуры закалки. Она связана со снижением растворимости интерметаллидной фазы. Это изменение твёрдости закаленных сплавов хорошо согласуется с данными микроанализа, табл. 3.

Таблица 3

**Твёрдость сплавов в зависимости от температуры закалки**

Сплав	Температура закалки, °С					
	Исх	1000	1180	1200	1250	1275
X19K13M4TiO	37	26	21	20	20	-
X15M5Ю6	42	36	33	31	30	-
X15M5Ю3	41	35	32	30	30	-

Максимум снижения твёрдости приходится на температуру закалки 1250 – 1275°С. Следовательно, при этих температурах достигается максимум насыщения  $\gamma$ -фазы.

На основании данных микроанализа и твёрдости были приняты температуры закалки 1160 - 1180°С.

Эффект старения, вызывающий повышение твёрдости, исследовался на закалённых сплавах, от выбранных для закалки температур, в интервале 700 - 850°С, табл. 4

Таблица 4

**Твёрдость (HRC) сплавов в зависимости от времени старения при 700°С**

Сплавы	Время старения, ч.				
	10	20	30	40	50
X19K13M4TiO	39	44	45	45	46
X15M5Ю6	40	40	40	40	-
X15M5Ю3	39	40	40	40	-

Иначе изменяется твёрдость после старения при 800°С. Табл. 5

Таблица 5.

**Твёрдость(HRC) сплавов в зависимости от времени старения при 800°С**

Сплавы	Время старения, ч.				
	10	20	30	40	50
X19K13M4TiO	38	45	46	46	46
X15 M5Ю6	48	48	48	48	48
X15M5Ю3	47	47	47	47	47

Наибольшую твёрдость получает сплав B15M15K45. Близкие значения твёрдости имеют и другие сплавы.

В результате старения при 850°С рост твёрдости происходит интенсивнее. Максимальные твёрдости достигаются уже при выдержке 10час. Но эти твёрдости несколько ниже.

На основании результатов определения твёрдости температуры старения должны быть приняты в интервале 700 - 750°С. Теплостойкость исследуемых сплавов характеризовалась по температуре длительного нагрева, после которого сохранялась твёрдость HRC45 (табл. 6). Для сравнения была принята штамповая сталь высокой теплостойкости с  $\alpha$  -  $\gamma$  - превращением.

Таблица 6.

**Теплостойкость исследуемых сплавов**

Сплав	Температура закалки, °С.	Теплостойкость, °С.
X19K13M4TiO	1180	800
X15M5Ю6	1180	870
X15M5Ю3	1180	860
Сталь 2Х8В8М2К8	-	745

Ударная вязкость исследуемых сплавов относительно невысока (табл.7)

Таблица 7.

**Ударная вязкость исследуемых сплавов**

Сплав	Твёрдость, HRC	Ударная вязкость, МДж/м <sup>2</sup>
X19K13M4TiO	46	0,07 – 0,10
X15M5Ю6	45	0,14 – 0,16
X15M5Ю3	45	0,16 – 0,18
Сталь 2Х8В8М2К8	50	0,21 – 0,23

Исследование сплавов на прочность при температурах 800 и 850°С показали, что наибольшую прочность при 850°С получает сплав X15M5Ю3,  $\sigma_{\text{в}}=530$  Мпа, при  $\delta=15\%$  и  $\psi=20\%$ .

Это делает его пригодным для изготовления матриц прессования и штампов горячего деформирования, рабочая поверхность которых нагревается до высоких температур (800 - 900°С).

Сплав В15М15Ю3(Ni) имеет близкие свойства в литом и ковком состоянии. Учитывая относительно высокую стоимость сплава рекомендуется использовать его в качестве наплавочного материала. Сплав испытывался в лабораторных условиях. Наплавка производилась под флюсом электродуговым методом на холодной металлической плите, толщиной слоя 2-3мм. После наплавки без закалки сплав старили при температуре 800°С, 10час.

В табл 8. Приведены сравнительные значения твёрдости, теплостойкости и относительные значения износостойкости и себестоимости исследованных наплавочных материалов.

Таблица 8

**Твёрдость, теплостойкость, относительная износостойкость и себестоимость наплавочных материалов**

Сплав	Твёрдость, HRC	Теп -кость°С на твёрдость HRC45	Относительные	
			Износостойкость	Себестоимость
P6M5	65	650	1	1
В15М15Ю3	46	870	6,5	3
Сормайт 1	50 – 52	640	0,9	0,9

Относительная износостойкость наплавочного материала В15М15Ю3(Ni) в 6 – 6,6 раза больше по сравнению с сормайтом 1 и P6M5.

Испытания показали, что сплав В15М15Ю3(Ni)можно использовать как наплавочный материал для штампов и пресс-форм, работающих при высоких температурах (700-800°С).

## ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ Р6М5 ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКИ

Онегов С.А., Попов А.П. – студенты гр. ЭМ – 02  
Бутыгин В.Б. – профессор, Демидов А.С. – аспирант,

В целях повышения механических эксплуатационных свойств, обеспечения экономии дорогостоящего инструментального материала нами была предпринята попытка использования метода плазменной наплавки.

В качестве исследуемых материалов были выбраны стали 30ХГСА и Р6М5. Сталь 30ХГСА обладает достаточно высоким пределом выносливости, удовлетворительной свариваемостью и близким к стали Р6М5 коэффициентом теплового расширения.

При плазменной наплавке на первой стадии ограничивали время нагрева и обеспечивали повышенную скорость охлаждения в области высоких температур, что предотвращает рост зерна и распад аустенита на равновесные низкопрочные структуры. На второй стадии производили подогрев до температуры  $T_{п} = M_n + (50 + 100^{\circ}\text{C})$ , необходимый для нахождения всех слоёв наплавочного металла в аустенитном состоянии. На третьей стадии производили временное снижение температуры подогрева  $T_{п} > M_n$ , с целью релаксации напряжений в момент протекания мартенситного превращения. Затем производили трёхкратный отпуск при температуре  $560^{\circ}\text{C}$ , который позволил снизить остаточные напряжения. Твёрдость наплавочного слоя Р6М5 до HRC65.

Испытания на износостойкость проводились с использованием машины "Шкода – Савина". Износ выражался объёмом углубления в тысячных долях кубического миллиметра образованного в испытуемом образце вращающимся стандартным диском. Количество оборотов диска при испытании составляло 6800, нагрузка 15кг. На рис.1. показаны значения износостойкости стандартной быстрорежущей стали и наплавленной плазменным методом.

Из анализа результатов испытаний на износостойкость видно, что износостойкость наплавочного слоя превосходит износостойкость стандартной стали Р6М5. Это позволяет сделать вывод о возможности использования плазменной наплавки композиции Р6М5 – 30ХГСА для режущего инструмента, при существенной экономии дорогого инструментального материала.

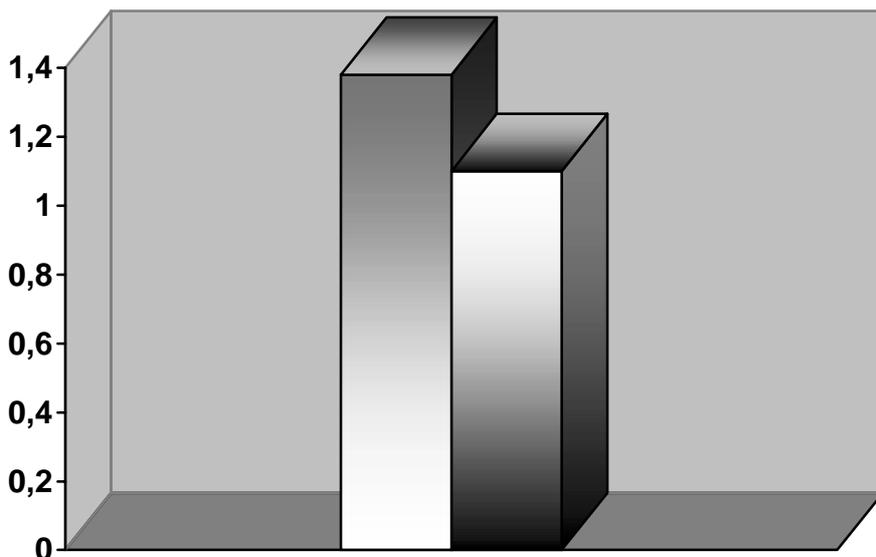


Рис. 1. Значение износостойкости стандартной быстрорежущей стали и наплавленной плазменным методом.

## ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКИ ИЗ СТАЛИ Р6М5.

Чернов А.В, Антошкин С.В. - студенты гр. ТМ – 03  
Бутыгин В.Б. – профессор, Демидов А.С. – аспирант, Степаненко Н.А. – доцент,

На рис. 1 показана композиция Р6М5 – 30ХГСА, она состоит из 4 структурных зон:

1. Зона наплавленного сплава (сталь Р6М5)
2. Переходная зона со стороны наплавленного сплава
3. Переходная зона со стороны основы
4. Основа – сталь 30ХГСА

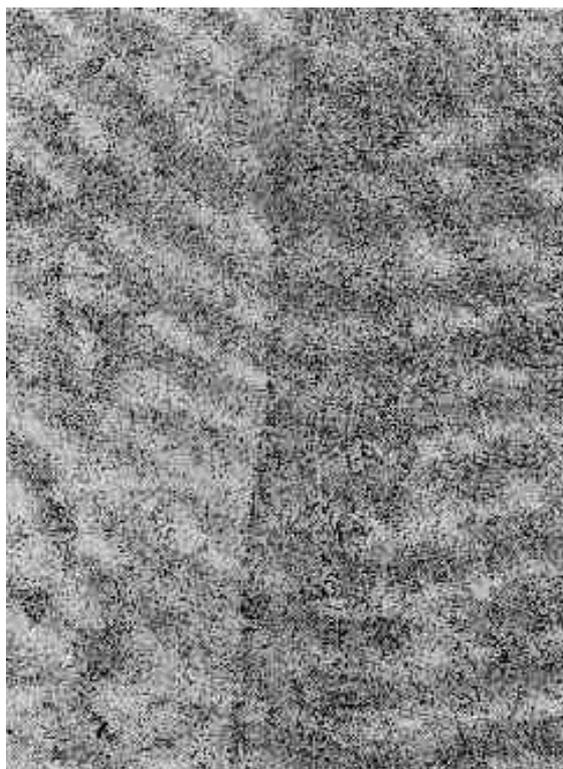


Рис.1. Композиция Р6М5 – 30ХГСА. Увеличение в 500 раз.



Рис.2. Микроструктура поверхностного слоя композиции Р6М5 - 30ХГСА после термообработки. Увеличение x500 раз.

Первая зона представляет собой типичную микроструктуру литой быстрорежущей стали. Вследствие высокой скорости охлаждения поверхностного слоя, дендриты имеют очень плотное дисперсное строение. Оси дендритов расположены перпендикулярно к поверхности раздела. Эта зона представляющая мартенсит, аустенит и карбиды, имеет наиболее высокую микротвёрдость HV12000 – 14000МПа. После термообработки, заключающейся в трёхкратном отпуске при 560 С по 1ч. микротвёрдость первой зоны увеличивается до HV 13400 – 16190МПа. Микроструктура поверхностного слоя Р6М5 после термообработки показана на рис.2.

Вторая зона является переходной со стороны наплавленного металла. Установлено, что эта зона обогащается элементами Cr, W, Mo, V за счёт диффузионного перераспределения элементов между наплавленным слоем и материалом основы. Данная зона содержит большое количество мелкодисперсных карбидов, расположенных на мартенситной основе. В силу этого микротвёрдость этой зоны после термообработки достаточно велика и составляет HV8700 – 11000МПа. Далее расположена четвёртая зона, представляющая собой материал подложки, состоящий из перлита и феррита с микротвёрдостями HV3280 – 3648 МПа и 1850 - 1940 МПа соответственно.

Из рис. 3. – распределения микротвёрдости, отмечаем плавное снижение микротвёрдости в области перехода из наплавленного слоя в основу. Это свидетельствует о хорошем качестве композиции.

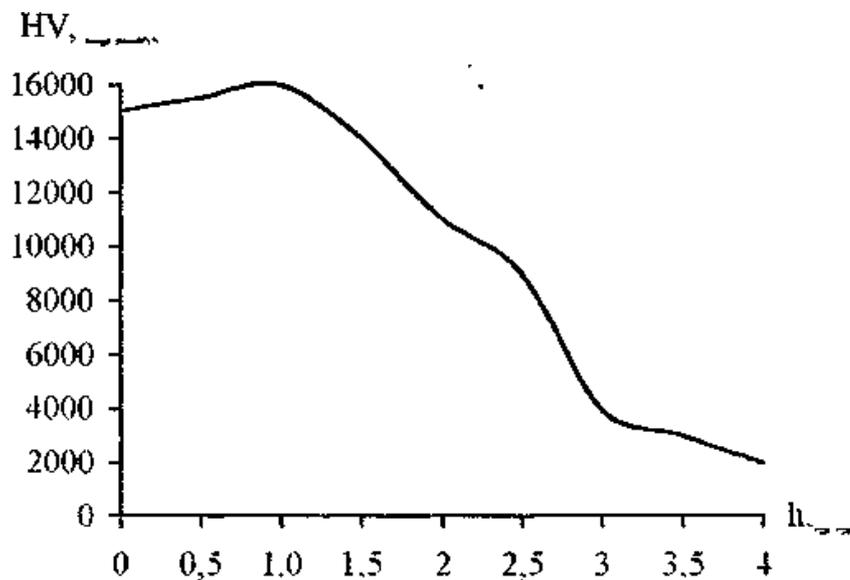


Рис 4 График распределения микротвердости по толщине наплавленного слоя композиции Р6М5 – 30ХГСА

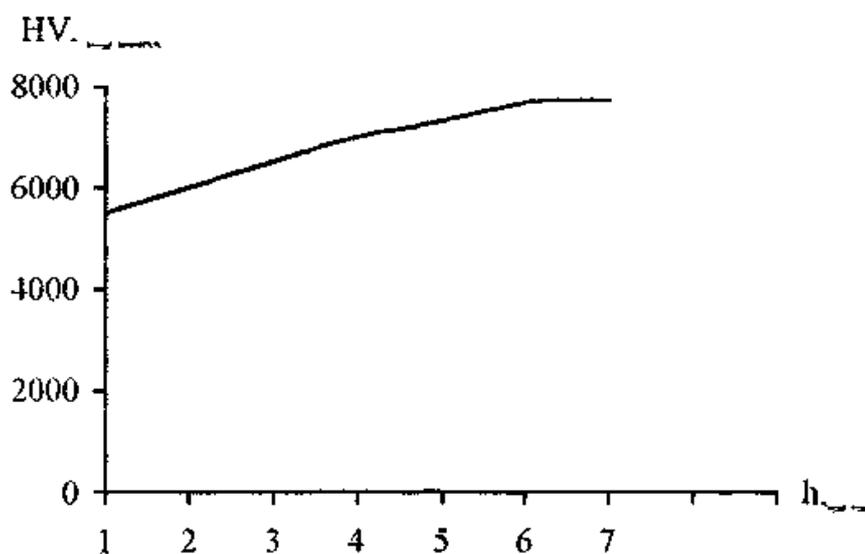


Рис 5. Зависимость микротвердости переходного слоя от толщины наплавки

Исследование микротвёрдости наплавочного слоя от толщины наплавки показало наличие прямой зависимости микротвёрдости переходной зоны от толщины наплавочного слоя, рис.4.

Наблюдаемый эффект вероятно связан с процессами обогащения переходной зоны легирующими карбидообразующими элементами, что сопровождается твёрдорастворимым упрочнением матрицы и упрочнением дисперсными карбидами.

## ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СПЛАВА В15М15(СО) В КАЧЕСТВЕ НАПЛАВОЧНОГО МАТЕРИАЛА ДЛЯ ШТАМПОВ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ.

Усольцев Н.В, Гурба Ю.С. - студенты гр. ЭМ-02  
Бутыгин В.Б. – профессор, Степанецко Н.А. – доцент,

Нами был исследован сплав В15М15 на кобальтовой основе. Химический состав сплава показан в табл 1.

Таблица 1.

### Химический состав сплава (%)

Сплав	С	Со	Мо	W
В15М15(Со)	0,08	Осн.	15,95	15,46

Слитки из этого сплава при ковке, при температуре 1150° - 1050°С, разрушались при первых ударах молота.

Поэтому сплав исследовался в литом состоянии. Структура сплава представляла собой аустенит и крупные угловатые включения интерметаллидной фазы.

Твёрдость сплава в литом состоянии составляла HRC 26-28. При нагреве до 800-900°С количество интерметаллидной фазы не уменьшалось.

Влияние температуры закалки исследовали на образцах, охлаждённых в масле. Изменение условий охлаждения (от температур 1000 - 1300°С) мало влияло на структуру и твёрдость сплавов.

В микроструктуре сплава после нагрева до 1000°С сохраняется большое число крупных включений интерметаллидной фазы. Зерно металлической основы ещё плохо выявляется. О его величине можно судить по расположению частиц интерметаллидной фазы. По этому признаку зерно должно быть крупное: балла 6-7. Следовательно, сохраняется зерно, полученное в литом состоянии.

Повышение температуры закалки до 1175-1180°С приводит к незначительному уменьшению интерметаллидной фазы. Повышение температуры закалки до 1200, 1250, 1300°С не вносит существенных изменений в структуру сплава. Можно лишь наблюдать большее растворение интерметаллидной фазы. Это подтверждается снижением твёрдости, вызываемое повышением температуры закалки ( от HRC 41 при Tз=1000°С до HRC 28 при Tз = 1300°С ). На основании данных микроанализа и твёрдости была принята температура закалки 1250-1275°С.

Эффект старения сплава, вызывающий повышение твёрдости, показан в табл 2.

Таблица 2

### Твёрдость (HRC) в зависимости от времени и температуры старения.

Температура старения, °С	Время старения, час				
	10	20	30	40	50
700	46	57	58	59	60
800	40	45	47	49	51
850	45	39	38	37	37

На основании анализа результатов таблицы 2 оптимальная температура старения принята в интервале 700-750°С

Теплостойкость сплава характеризовалась по температуре нагрева, после которой сохранилась твёрдость HRC 45.

Определение ударной вязкости ( на стандартных образцах 10× 10× 5 без надреза) показало, что она после закалки с 1250°С и старения при 700°С ( 15-20ч.), при твёрдости HRC 52 составила KС=0,14-0,16 МДЖ/м²

Прочность определялась на растяжение при нагреве 800-900°C. Образцы были подвергнуты термической обработке на твердость HRC 52. Эта твердость соответствовала твердости образцов при испытании на удар. Для сравнения приводятся данные о прочности стандартного жаропрочного сплава ХН67МТЮ (ЭП202), табл. 3.

Таблица 3.

**Механические свойства при повышенных температурах.**

Сплав	Температура испытания, °С								
	800			850			900		
	σв МПа	δ %	ψ %	σв МПа	δ %	ψ %	σв МПа	δ %	ψ %
В15М15(Сo)	-	-	-	825	3	4	670	10	15
ХН67МТЮ (ЭП202)	-	-	-	625	18	18	50	21	21

Прочность исследуемого сплава значительно выше прочности сплава ХН67МТЮ, но пластичность ниже.

Преимущество сплава В15М15 (Сo) по сравнению с известными - более высокая твердость (HRC 45-58 вместо HRC 20-40 для жаропрочных), а следовательно, и лучшая износостойкость: это позволяет использовать их для штампов горячего деформирования.

Испытывались матрицы из этого сплава, предназначенные для прессования концевых фрез диаметром 24 мм из быстрорежущих сталей. Матрицы изготавливали литыми.

Испытания показали значительное повышение стойкости, по сравнению с применяемым для этих целей сплавом ЖС6К. Стойкость возросла в 4-5 раз.

В этом случае решающим фактором явилась высокая теплостойкость сплава, так как нагрев деформируемой быстрорежущей стали достигал высоких температур. В данном случае применение аустенитного сплава В15М15(Сo) оправдано и экономическими соображениями. Его стоимость выше стоимости сплава ЖС6К приблизительно на 50% при значительном возрастании стойкости (в 4-5раз).

В целях экономии дорогостоящего исследуемого сплава матрица для прессования концевых фрез диаметром 24мм из быстрорежущих сталей была изготовлена из стали 5ХНМ. На рабочую поверхность был наплавлен сплав В15М15(Сo). Наплавку производили под флюсом электродуговым методом с толщиной слоя 5-7мм. После наплавки (без закалки) проводили старение при 700°C 15 час. Твердость после старения составляла HRC48. Этот эксперимент подтверждает возможным использование сплава В15М15(Сo) в качестве наплавочного материала для штампов высокой теплостойкости.

**ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ СПИРАЛЬНОГО СВЕРЛА – ВАЖНЫЙ ФАКТОР ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ЕГО РЕЖУЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ.**

студ. гр. ТМ-03 Кряжев Д.Ю.,  
к.т.н., доцент Кряжев Ю.А.

Решающим фактором экономической эффективности применения станков с ЧПУ и ГПС является производительность и эксплуатационная надежность. В балансе производительности станков с ЧПУ и ГПС доля сбоев металлорежущего оборудования по инструменту занимает одно из главных мест. Задача повышения производительности станков с ЧПУ и ГПС только за счет увеличения стойкости и надежности режущего инструмента решается несколькими путями: внедрением прогрессивных конструкций инструмента; использованием новых инструментальных материалов; применением поверхностного упрочнения рабочей части инструмента. В настоящее время одним из основных путей решения этой задачи является широкое применение методов поверхностного упрочнения режущего инструмента после его изготовления.

Исследования проводились при сверлении серого чугуна СЧ 20 ГОСТ 1412-79 спиральными сверлами  $d_{св}=10,0$  мм ГОСТ 10903-77 из быстрорежущей стали Р6М5, которые были подвергнуты упрочнению рабочей части: напылением нитрида титана, лазерной термообработкой (ЛТО), карбонитрацией. Обработку отверстий глубиной  $3d_{св}$  производили на различных скоростях – 0,19 и 0,42 м/с, подача -  $S_0= 0.32$  мм/об. Предварительные исследования характера износа режущих элементов спирального сверла при сверлении серого чугуна позволили определить, что износ ленточек, приводящий к образованию прямой конусности и цилиндричности на их поверхности, является определяющим в потере работоспособности сверл. Кроме того, на ленточке упрочненный слой может сохраниться при последующих переточках почти в течение всего периода эксплуатации сверла. Поэтому эффективность методов поверхностного упрочнения оценивалась в первую очередь по износу ленточек.

Металлографические исследования на электронном сканирующем микроскопе позволили обосновать связь характера износа с толщиной упрочненного слоя, режимами упрочнения и параметрами резания. Так, при существующей схеме напыления нитридом титана спиральных сверл методом КИБ толщина покрытия на ленточке составила 2...3 мкм, что в 2 раза меньше, чем на задней поверхности. Поэтому эффективность применения покрытия нитрида титана на спиральных сверлах при работе на малых скоростях резания не дает хорошего результата. На большой скорости резания износ ленточек спирального сверла с нитридом титана уменьшился в 1,7 раза.

Упрочнение режущих элементов спирального сверла лазерной термообработкой (ЛТО) на лазере «Квант-15» без оплава режущих кромок позволило создать упрочненный слой 20...25 мкм. Спиральные сверла с ЛТО при работе на скорости 0,19 м/с также не показали хорошего результата, т.е. износ ленточек спирального сверла с ЛТО был равен износу ленточек сверла без поверхностного упрочнения, что объясняется характерным абразивным износом. Однако при скорости резания 0,42 м/с износ ленточек сверл с ЛТО уменьшился в 1,5 раза. Карбонитрация спиральных сверл в расплаве цианата калия при  $T=550^{\circ}$  С обеспечила насыщение азотом и углеродом поверхности инструментального материала на глубину 7...10 мкм. Износ ленточек сверл с карбонитрацией поверхностного слоя при скорости резания 0,42 м/с уменьшился в 2,3 раза.

В результате исследований было установлено, что поверхностное упрочнение сверл изменяет характер износа режущих элементов, наиболее эффективным методом поверхностного упрочнения спиральных сверл из быстрорежущей стали Р6М5 является карбонитрация. Характер протекания износа режущих элементов спиральных сверл, упрочненных карбонитрацией, ЛТО, напылением нитрида титана, позволяет предположить эффективность применения комбинированных методов поверхностного упрочнения спиральных сверл.

## **ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССОВ КАРБОНИТРИДООБРАЗОВАНИЯ РАФИНИРОВАННЫХ ЧУГУНОВ.**

Брылова Т.Б. (РИИ АлтГТУ, г. Рубцовск )

На ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат» - крупнейшем металлургическом гиганте страны - одной из ключевых задач является повышение стойкости поддонов и кузнечных изложниц, применяемых при выплавке кипящих и полуспокойных марок сталей. На стойкость сменного сталеразливочного оборудования в значительной степени могут влиять и технологические приемы выплавки чугуна - продувка металла инертными газами и высокотемпературное воздействие на жидкий расплав с последующей выдержкой, однако в литературе практически нет данных по влиянию рафинирования инертным газом на микроструктуру и свойства отливок, работающих в условиях теплосмен. Один из самых эффективных способов управления структурой и термостойкостью чугунов - повышение эксплуатационной стойкости сменного сталеразливочного оборудования с учетом природной легированности материала.

Следует отметить, что особенностью чугунов, применяемых на ОАО ЗСМК, является повышенное содержание ванадия и титана.

Максимальное повышение стойкости сменного сталеразливочного оборудования может быть достигнуто только при многостороннем подходе к решению проблемы, включающей разработку новых или улучшение применяемых материалов, совершенствование конструкций и технологий изготовления поддонов и кузнечных изложниц, условий их эксплуатации.

Комплексное исследование чугуна индукционной плавки, обработанного инертным газом и подвергнутого термовременной обработке (ТВО), выявило положительное влияние продувки инертным газом на микроструктуру, механические свойства и стойкость сменного сталеразливочного оборудования, кроме этого с учетом влияния ТВО и последующего рафинирования инертным газом содержание марганца может быть снижено до 0,6...0,8 %, что позволяет избежать образование междендритного графита, влияющего на термостойкость поддонов и кузнечных изложниц. Химический состав изложниц и технология их производства представлены в табл 1. Анализ табл 1 показывает, что значительно более высокую стойкость показывают изложницы из низкомарганцевистого чугуна, с низким марганцевым эквивалентом и имеющие, соответственно, высокую термостойкость, при этом возможна экономия марганецсодержащих ферросплавов и сокращение их расхода в 10-14 раз.

Разницу в стойкости изложниц, полученных с применением термовременной обработки, можно объяснить следующим. Сравнительную способность ряда элементов к образованию карбонитридов в железоуглеродистых сплавах была термодинамически оценена в работах Л. П. Владимирова. К числу нестабильных карбонитридов автор относит карбонитриды железа, легко отдающие атомы азота и углерода всем другим элементам, стоящим в ряду нитридообразования.

К числу наиболее активных нитридообразующих элементов (Л.П.Владимиров называет их денитрогенизаторами) автор относит титан, а ванадий - к нитрофильным элементам средней активности. Вместе с тем при всей важности и ценности термодинамических расчетов возможность нитридообразования в жидком расплаве определяется еще и температурой плавления формирующейся фазы, составом сплава и количеством материалов, вводимых для модифицирования (легирования), кинетическими условиями кристаллизации. В работе приведены данные, указывающие на максимальную устойчивость карбонитридов титана по сравнению с другими, одновременно исследовавшимися (TiN, ALN, BN, VN, NbN)

Как показал термодинамический анализ, только содержание титана от 0,04 % и более обеспечивает получение в чугуне карбонитридов титана (рис 1) во всем температурном интервале от выпуска металла до разливки. Карбонитриды титана имеют более округлую форму и меньшие по сравнению с нитридами титана размеры, т.к. формируются при более низких температурах. Для формирования карбонитридов титана, кроме содержания в расплаве азота и нитридообразующего элемента, важное значение имеет степень раскисленности металла, а также последующие условия разливки, определяющие интенсивность развития процессов вторичного окисления. Модифицирующая способность титана в значительной мере определяется содержанием азота в расплаве, что позволяет отнести эффект модифицирования не столько за счет самого титана, сколько его нитридов и карбонитридов. Образовавшиеся карбонитриды титана выполняют роль подложек при графитообразовании, тем самым осуществляется графитизирующее модифицирование расплава чугуна.

Карбонитриды титана распределены сравнительно равномерно в литом металле, часть этих включений имеет тенденцию концентрироваться в междуветвях дендритов и в междендритном пространстве - это та их часть, которая сослужила роль подложек при первичной кристаллизации. Следует отметить своеобразное влияние ванадия, который растворим в карбиде титана. Это способствует образованию комплексных карбидов (Ti,V)C, вернее соответствующих оксикарбонитридов. Известно, что растворимость карбидов и карбонитридов ванадия в аустените, существенная при высоких температурах, резко снижается с понижением температуры. Это создает условия для выпадения карбидов (карбонитридов ванадия) на поверхности первичного карбонитрида титана (рис 2).

Изложницы, подвергнутые термовременной обработке и продувке инертным газом, отливались в тот период, когда при производстве чугуна в индукционных печах использовался

бой изложниц из низкотитанистого чугуна, поэтому модифицирующий эффект не наблюдался.

Из выше приведенных исследований вытекает, что наивысшую стойкость изложниц обеспечивает рафинированный чугун, подвергнутый термовременной обработке и имеющий химический состав, приведенные в табл 2

**Таблица 1 - Химический состав изложниц и условия их производства**

Группа плавков		Химический состав чугуна, %					Дополнительная присадка SiMn	Технология выплавки и внепечной обработки	Стойкость
		C	Si	Mn	Ti	V			
1	1	3,79	1,92	0,59	0,03	0,03	-	ТВО+продувка	46
	2	3,66	1,90	0,64	0,03	0,04	-	ТВО+продувка	40
	3	3,60	1,97	0,63	0,03	0,04	-	ТВО+продувка	62
	сред.						-		49
2	1	3,84	1,91	1,38	0,06	0,08	140	Переплав	52
	2	3,76	2,04	1,51	0,06	0,08	130	Переплав	31
	3	3,96	1,93	1,38	0,07	0,09	100	Переплав	46
	сред.						-		43
3	1	3,72	1,88	0,69	0,05	0,07	10	ТВО	60
	2	3,73	2,03	0,60	0,04	0,06	10	ТВО	58
	3	3,74	1,83	0,69	0,05	0,07	10	ТВО	59
	сред.						-		59

Таблица 2 - Технологические мероприятия по оптимизации химического состава чугуна индукционной плавки.

Технологические мероприятия	Химический состав чугуна, %			
	Si	Mn	Ti	V
Исходный чугун индукционной плавки	2,0...2,2	0,6...0,9	-	-
Оптимизация химического состава	1,8...2,0	0,6...0,9	-	-
Продувка чугуна нейтральным газом (аргоном)	1,8...2,0	0,6...0,8	-	-
Микролегирование титаном и ванадием	1,7...1,9	0,5...0,7	0,03...0,1	0,03...0,1

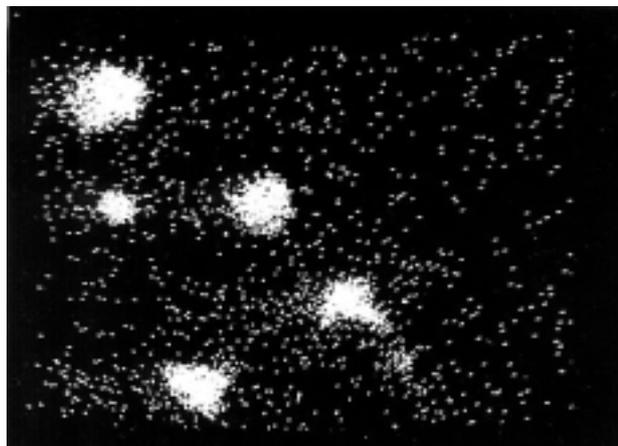
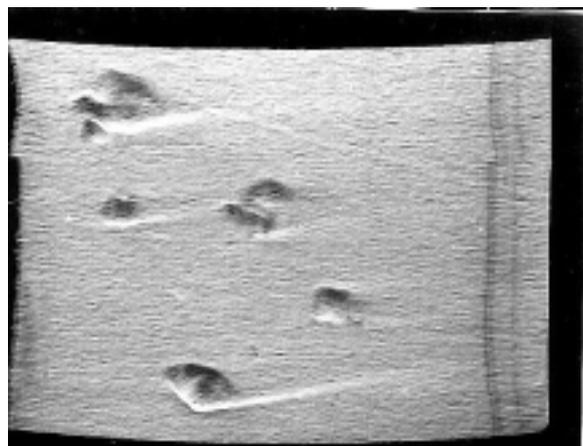
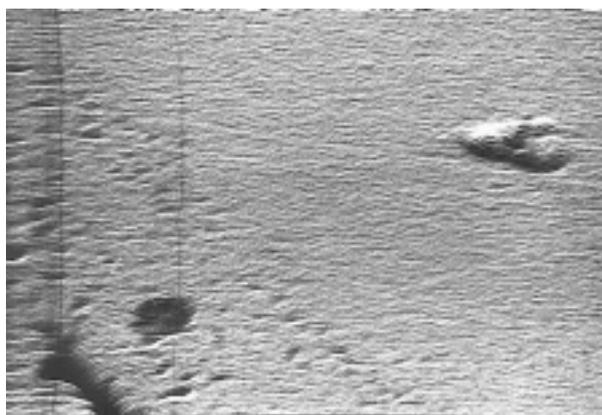
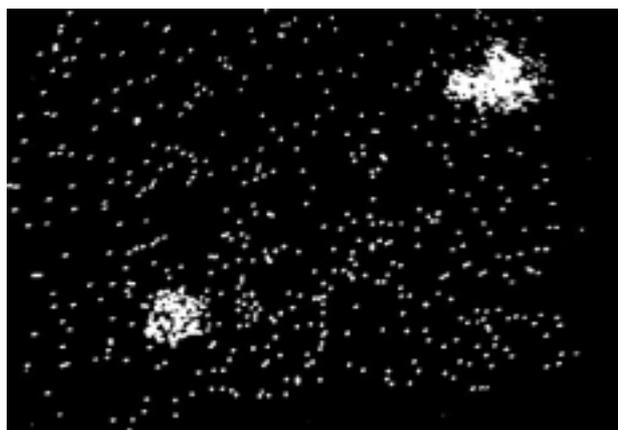


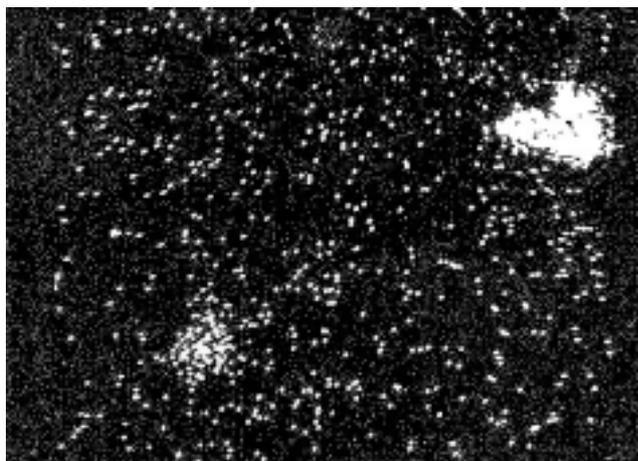
Рисунок 1 - Скопление карбонитридов титана и ванадия в чугуне изложниц, РЭММА-202, x1200 :



а



б



в

Рисунок 2 - Карбонитриды титана и ванадия,  $\times 1000$  :

а- Снимок во вторичных электронах, ;

б - Снимок в характеристическом излучении титана;

в- Снимок в характеристическом излучении ванадия.

## ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ ПОЛУТЕПЛОСТОЙКИХ ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ КАРБОБОРИРОВАНИЕМ (БОРОЦЕМЕНТАЦИЕЙ).

Малькова Н. - студент гр. ЛП-71  
Гурьев А.М., д.т.н., профессор,

Одним из наиболее эффективных способов повышения стойкости инструмента является химико-термическая обработка, позволяющая повысить срок службы инструментальной оснастки за счет кардинального изменения химического состава, структурного состояния и свойств материала у поверхности контактирующей с обрабатываемой деталью.

В последнее время многие исследователи занимаются процессом насыщения сталей бором, имеется достаточно много результатов работ опубликованных в этом направлении. Известно, что борирование, изменяя структуру поверхностного слоя, существенно повышает поверхностную твердость, износостойкость и теплостойкость инструментальных сталей и сплавов за счет образования более устойчивых химических соединений – боридов. Бориды железа, обладают очень высокой твердостью (близкой к твердости алмаза), что способствует повышению износостойкости и теплостойкости изделий, эксплуатируемых в “тяжелых” условиях: при повышенных температурах, при знакопеременных и ударных нагрузках. Стойкость штампового инструмента после борирования с образованием диффузионного слоя в 0,05 – 0,15 мм повышается в два и более раз. Несмотря на высокие результаты производственных испытаний, борирование, в настоящее время не находит достаточно широкого применения для упрочнения горячештампового инструмента. Одной из причин этого является повышенная хрупкость диффузионного слоя FeB. Устранить этот недостаток можно, получая

менее хрупкое однофазное покрытие. Однако существует ряд других вопросов, требующих исследования и доработки. Как правило, большинство процессов диффузионного насыщения ведется при высоких температурах и больших временных выдержках, что часто приводит к снижению механических свойств обрабатываемых изделий. Проводятся исследования по разработке и использованию эффективных насыщающих сред с целью снижения температуры и продолжительности химико-термической обработки. Следует отметить при этом, что вопросы, связанные с интенсификацией процессов насыщения, в частности литых сталей, исследованы мало.

В настоящей работе изучали возможность совмещения насыщения поверхности бором и углеродом с окончательной термической и термоциклической обработкой полутеплостойких штамповых сталей в литом и деформированном состоянии.

Установлено, что повышение износостойкости литого штампового инструмента для горячего объемного деформирования возможно, и весьма эффективно, при совмещении процессов диффузионного насыщения поверхности штампа с окончательной термоциклической обработкой. Такая обработка способствует увеличению толщины слоя боридов и одновременно повышению целого комплекса механических свойств, получаемого под слоем (в сердцевине металла) в процессе окончательной термоциклической обработки, что, в конечном итоге, приводит к дальнейшему улучшению работоспособности штампового инструмента.

Исследования показали, что при одинаковых условиях насыщения на литых штамповых сталях (5ХНМ, 5ХНМВФ, 45Х2НМФКЮ, и др.), в зоне столбчатых кристаллов, формируется диффузионный слой в 1,3 – 1,5 раза более толстый, чем на деформированной стали аналогичного химического состава. Поэтому для литого штампового инструмента целесообразно совмещение насыщения бором из обмазки с окончательной термической обработкой (с нагревом и выдержкой под закалку). При этом образуется слой боридов достаточной толщины за время нагрева штампа под закалку. При закалке паста легко отделяется от штампа за счет введения в состав насыщающей обмазки специальной добавки и не требуется дополнительная очистка фигуры штампа. Стойкость штампов изготовленных по такой технологии повышается в 2,0 – 2,5 раза.

Одним из возможных путей решения проблемы интенсификации процессов химико-термической обработки литых штамповых сталей при реализации способа карбоборирования из обмазок является проведение процесса насыщения в условиях циклического изменения температуры (применение метода ХТЦО).

Выбор методов борирования и карбоборирования диктуется в основном их технологичностью, условиями производства, конфигурацией и размерами обрабатываемого инструмента. Для крупногабаритных штампов горячего деформирования целесообразно применение насыщения из обмазок (паст). При этом способе насыщению бором подвергается только рабочая часть штампа – фигура, требующая наличия износостойкого и прочного слоя.

## **РЕЗЦЫ С ПЛАСТИНАМИ ИЗ ОКИСНО-КАРБИДНОЙ КЕРАМИКИ МАРКИ ВОК-60**

Хоменко В.А., д.т.н., профессор., Щербаков Н.П., к.т.н., доцент,  
Лапченко Б.Н., магистрант гр. МТАП – 71

Эффективное применение инструмента с пластинками из керамики возможно, в первую очередь, на автоматизированном оборудовании, на станках с ЧПУ или на универсальных станках в условиях жесткой технологической системы. При наличии повышенных припусков на обработку лезвийное точение и растачивание керамикой предпочтительнее шлифования, т.к. улучшает микрорельеф обработанной поверхности и качество поверхностного слоя (отсутствуют прижоги, трещины и шаржирование абразивом).

Резцы с пластинами из окисно – карбидной керамики марки ВОК – 60 предназначены для получистовой и чистовой обработки закаленных сталей и твердых чугунов. При обра-

ботки резцами с пластинами из окисно – карбидной керамики следует стремиться к обеспечению возможно большей жесткости всей технологической системы «станок – приспособление – инструмент – деталь». Наибольшее распространение получили резцы:

- резец сборный проходной с механическим креплением трехгранной пластины;
- резец сборный подрезной с механическим креплением трехгранной пластины;
- резец сборный проходной с механическим креплением квадратной пластины, отогнутый;
- резец сборный проходной с механическим креплением квадратной пластины, прямой;
- резец расточной с механическим креплением квадратной пластины;
- резец расточной с механическим креплением трехгранной пластины.

Рекомендуемые режимы резания при использовании окисно – карбидной керамики марки ВОК – 60 приведены ниже в таблице.

Обрабатываемый материал	Твердость	Режимы резания		
		Скорость, м/мин	Подача, мм/об	Глубина резания, мм
Чугун серый	НВ 170-240	200-800	0,08-0,5	0,3-4,0
Чугун ковкий	НВ 160-270	150-400	0,1-0,4	0,32-0,2
Чугун отбеленный	НВ 400-650	15-150	0,08-0,3	0,3-0,2
Сталь конструкционная, углеродистая и легированная	НВ до 220	150-700	0,15-0,5	0,3-3,0
Сталь улучшенная	НВ 220-380	200-600	0,1-0,3	0,3-2,0
Сталь закаленная	HRC 48-57	60-150	0,05-0,15	0,1-0,8

### **ИЗМЕРЕНИЕ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ЭЛЕКТРООБОГРЕВАТЕЛЕЙ ИЗ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА.**

Каширин В.В., студент гр. ИИТ-72  
Халин М.В., д.т.н., профессор;  
Белоусов Р.Н., Строков М.Н., Шилов А.В., аспиранты

С увеличением объемов внедрения гибких композиционных электрообогревателей (ГКЭ-2) на различных промышленных, энергетических и жилищно-коммунальных предприятиях возникает необходимость в определении их надежной длительной работы.

Согласно Правил устройств электроустановок (ПУЭ) определены требования к электротехническим устройствам с точки зрения электробезопасности, включающие электрофизические показатели.

Электрофизические испытания электрообогревателей ГКЭ-2 проводились по специально разработанной программе в электротехнической лаборатории ОАО «Барнаульский шинный завод». Исследовалась промышленная партия электрообогревателей в количестве 50 шт., используемых для обогрева щитов учета электроэнергии, размером 200x135x10 мм. При внедрении были использованы следующие приборы: мегомметр Ф4102/2-1М; аппарат высокого напряжения АИИ-70М; комбинированный цифровой измеритель Щ4313; измеритель емкости Е8-4.

Измерялись следующие электрофизические характеристики: активное сопротивление  $R$ ; активное сопротивление при температуре на поверхности ГКЭ 345 К  $R'$ ; сопротивление изоляции в нормальных условиях при испытательном напряжении 1000 В  $R_{\text{изол}}$ ; сопротивление изоляции в нормальных условиях при испытательном напряжении 2500 В  $R'_{\text{изол}}$ ; сопротивление изоляции после пробоя  $R''_{\text{изол}}$ ; удельное объемное электрическое сопротивление

ние  $\rho_v$ ; напряжение пробоя изоляции  $U_{пр.}$ ; ток утечки при испытательном напряжении 1000 В  $I_{ут.}$ ; вынос потенциала на поверхности ГКЭ при напряжении питания 220 В  $\Delta U$ ; реактивное сопротивление  $X_C$ .

В таблице приведены результаты испытаний, где каждая характеристика представлена тремя значениями: максимальным (max), минимальным (min) и среднеарифметическим (Ср) для исследуемой партии ГКЭ.

Таблица

N <sub>п.п.</sub> Знач.	R, кОм	R', кОм	R <sub>изол.</sub> , МОм	R' <sub>изол.</sub> , МОм	R'' <sub>изол.</sub> , МОм
max	1,43	1,39	22·10 <sup>3</sup>	18·10 <sup>3</sup>	0,82
min	1,28	1,25	0,5·10 <sup>3</sup>	0,3·10 <sup>3</sup>	0,22
Ср	1,35	1,32	7,5·10 <sup>3</sup>	6·10 <sup>3</sup>	0,50
N <sub>п.п.</sub> Знач.	$\rho_v$ , Ом·м	U <sub>пр.</sub> , кВ	I <sub>ут.</sub> , мА	$\Delta U$ , В	X <sub>C</sub> , кОм
max	3,03	4,65	7,5	2,6	1640
Min	2,71	4,20	0,5	1,8	1300
Ср	2,86	4,48	4,2	2,2	1418

Данные таблицы свидетельствуют о стабильности характеристик ГКЭ, например, разброс значений сопротивлений R не превышает 12 %, а минимальное значение R<sub>изол</sub> на порядок выше допустимых норм. Значения U<sub>пр</sub> и I<sub>ут.</sub> находятся в пределах норм, установленных для соответствующих категорий потребителей.

## СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ И СВОЙСТВА СИЛУМИНОВ ПОСЛЕ ИХ ОБРАБОТКИ ЭЛЕКТРОННЫМ ЛУЧОМ.

Посылкин Ю.С. – студент гр.СП-72,  
Кровяков К.С. – научный руководитель

Силумины являются распространенными литейными сплавами, используемыми в качестве материала для изготовления поршней двигателей внутреннего сгорания. По количеству содержащегося в них кремния сплавы подразделяются на три группы: доэвтектические, эвтектические и заэвтектические. Все три группы применяют для литья поршней, при этом выбор того или иного сплава зависит от назначения двигателя и его мощности. Доэвтектические сплавы типа АК-4 применяют для изготовления поршней карбюраторных двигателей, у которых нагрузки на детали цилиндра-поршневой группы сравнительно невысоки. Эвтектические сплавы типа АЛ-25 применяют для литья поршней дизельных двигателей малого и среднего уровня форсирования. Заэвтектические сплавы используют для поршней форсированных дизельных двигателей, при работе которых возникают самые высокие нагрузки поршень. С повышением мощности двигателей силуминовые сплавы начинают терять свои механические свойства, поэтому нужно использовать сложнелегированные жаропрочные сплавы типа АК21М2,5Н2,5.

Однако, в ряде случаев повысить механические свойства до нужного уровня не представляется возможным. Нужно либо искать новые материалы для изготовления поршней, либо использовать упрочнение быстроизнашивающихся зон поршней с помощью наплавки или напыления. В большинстве случаев поршни выходят из строя по причине чрезмерного износа какого-то локального участка, например, канавок для компрессионных колец. Поэтому, для повышения ресурса поршней вовсе не обязательно изготавливать весь поршень из изно-

состойкого материала, достаточно лишь провести обработку локальной зоны поршня и создать на ней слой наплавленного металла. При этом, если свойства этого нового наплавленного слоя будут достаточно высоки, то это приведет к росту ресурса поршня в целом.

Одной из нескольких технологий тепловой обработки поршней является электронно-лучевая. Суть данной технологии заключается в том, что на поверхности силумина создается наплавленный валик нужных геометрических размеров. Управляя составом и количеством легирующих элементов, вводимых в расплавленный металл, можно изменять свойства наплавленного металла. Процесс обработки поршневого сплава ведется в вакуумной камере, что обеспечивает защиту расплавленного металла от атмосферного воздуха и дополнительно его дегазацию.

Обработка силуминов электронным лучом приводит к значительным изменениям в микроструктуре сплава, как показано на рисунке 1.

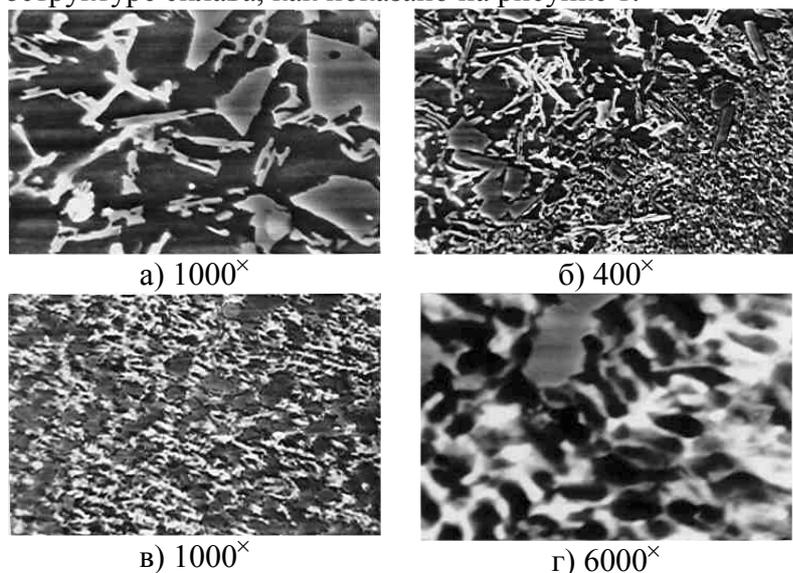


Рисунок 1 – Микроструктура сплава АК21М2,5Н2,5 в исходном состоянии (а), зона сплавления (б), упрочненный металл (в,г) (уменьшено в 3 раза)

Кристаллический кремний вырождается в дендритную форму, при этом происходит довольно большое измельчение всех структурных составляющих (примерно в 8-10 раз) и равномерное распределение кремниевых включений по объему сплава.

Микроструктурные изменения приводят к изменению механических свойств обработанного силумина. Если в исходном состоянии твердость составляла 900-1000 МПа по Бринеллю, то твердость обработанного металла находится в диапазоне от 1500 до 2000 МПа (в зависимости от содержания легирующего элемента). Это позволяет гарантировать повышение ресурса работы поршня в несколько раз.

## ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ В РАЗЛИЧНЫХ СРЕДАХ

Ерогова Л. и Малькова Н. - студентки гр. ЛП-72,  
Огневой В.Я. - профессор

Титан серебристо-белый металл с малой плотностью ( $4,5 \text{ г/см}^3$ ) и высокой температурой плавления ( $1672 \text{ }^\circ\text{C}$ ). Повышенный интерес к титану объясняется следующими его свойствами: высокой удельной прочностью, коррозионной стойкостью, жаропрочностью. В связи с этим титан и его сплавы оказались незаменимым материалом для авиационной и космиче-

ской технике, где высокая удельная прочность играет основную роль; в химической и пищевой промышленности благодаря высокой стойкости во многих химически активных средах.

В то же время для титана и его сплавов характерна высокая активность к взаимодействию с газами (кислородом, азотом и др.) при повышенных температурах. Последствия взаимодействия с газами значительно серьезнее для титана, чем для других металлов, так как газообразные элементы не только образуют химические соединения (окалину) на поверхности материала, но и проникают в кристаллическую решетку, повышая хрупкость титана.

Наличие на поверхности газонасыщенного слоя и оксидных пленок способствует возникновению поверхностных макро- и микротрещин при деформации и сварке изделий, операциях штамповки, вытяжки и гибки, приводит к возгоранию изделий в среде активных реагентов. Методы травления и пескоструйной обработки, используемые в настоящее время для удаления окалины и диффузионных зон, трудоемки и приводят к значительным безвозвратным потерям металла. Кроме того, химическое воздействие на поверхность металла травителей, создаваемый поверхностный наклеп и микроцарапины при пескоструйной очистке являются причиной коррозионных и других явлений, происходящих в поверхностном слое металла и влияющих на надежность и ресурс работы конструкций. Поэтому в ряде случаев, когда термическая обработка должна обеспечивать достижение заданных физико-механических свойств материала, сохранение высокого качества поверхности и снижение уровня остаточных напряжений, применяют безокислительные способы нагрева и обработка в вакууме или в атмосфере инертных газов (аргоне, гелии и др.).

Повышение надежности и долговечности конструкций из титана и его сплавов невозможно без учета их склонности к водородной хрупкости. Несмотря на то, что промышленность поставляет титан с минимальным содержанием водорода, в процессе различных технологических операций его содержание повышается.

Следовательно, термическая обработка как заключительная технологическая операция при изготовлении изделий из титана и его сплавов должна быть безокислительной и обеспечивать при этом снижение концентрации водорода в объеме металла до допустимой.

Вопросам разработки оптимальных режимов безокислительной термической обработки изделий из титана и его сплавов, изучению закономерности протекания сопровождающих ее процессов и их влияние на физико-химические свойства металла посвящено значительное количество публикаций как российских, так и зарубежных авторов. Тем не менее, применение высокотемпературной обработки в вакууме и инертных средах в качестве заключительной технологической операции при обработке изделий из титана и его сплавов ограничено из-за недостаточной изученности проблемы и сложившегося мнения об отрицательном влиянии такой обработки на эксплуатационные свойства изделия.

## **СТРУКТУРНОЕ УПРОЧНЕНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ**

Матецкий Д. - студент гр. ОМД-72,  
Огневой В.Я. - профессор

Температура рекристаллизации некоторых термически упрочняемых алюминиевых сплавов, подвергнутых горячей обработке давлением по определенным режимам, превышает температуру нагрева под закалку. Повышение прочности вследствие сохранения после термообработки нерекристаллизованной структуры наиболее характерно для прессованных полуфабрикатов, применительно к которым это явление получило название прессэффекта. Это явление присуще и некоторым горячедеформированным полуфабрикатам и в этом случае носит название – структурное упрочнение.

Величина структурного упрочнения определяется разностью значений прочностных характеристик термически обработанного полуфабриката с нерекристаллизованной структурой и аналогичного (по степени деформации и термообработке) полуфабриката с рекристаллизо-

ванной структурой. Эффект структурного упрочнения термически упрочняемых сплавов весьма значителен – повышение предела временного сопротивления при растяжении и предела текучести достигает в некоторых случаях 40%. Наличие и величина структурного упрочнения зависят от многих факторов, главные из которых: состав сплава, режим гомогенизации слитков перед обработкой давлением, температура и степень деформации, скорость деформирования при горячей деформации, режим окончательной термообработки.

Резкое повышение температуры рекристаллизации алюминиевых сплавов обеспечивается малыми добавками переходных металлов (Cr, Fe, Ni, Ti, Zr, V). Температурный уровень рекристаллизации сплавов, не содержащих переходных металлов, при самых благоприятных условиях намного ниже температур нагрева алюминиевых сплавов под закалку (460-530<sup>0</sup>С). И только после добавки переходных металлов температура рекристаллизации ряда полуфабрикатов становится выше температуры нагрева под закалку. Следовательно, необходимым условием структурного упрочнения является присутствие в сплавах переходных металлов.

Чем ниже температура нагрева при термообработке, тем больше вероятность сохранения после термообработки нерекристаллизованной структуры, а, следовательно, и вероятность структурного упрочнения. Определенный вклад в структурное упрочнение вносят гомогеническая и кристаллографическая текстуры: они обуславливают некоторое повышение прочности нерекристаллизованных полуфабрикатов в направлении деформации.

При режимах термообработки, которые вызывают резкую гетерогенизацию структуры, т.е. когда из твердого раствора выделяется значительное количество некогерентных фаз (высокотемпературное старение и отжиг), величина структурного упрочнения уменьшается, хотя структура и остается нерекристаллизованной. Это особенно присуще высоколегированным сплавам.

## ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА $\alpha$ И $\alpha+\beta$ ЛАТУНЕЙ

Лебедев М.Н. - студент гр. СП-72,  
Огневой В.Я. - профессор

Практическое применение в промышленности нашли латуни с содержанием цинка до 45% со структурой  $\alpha$ -твердого раствора, либо двухфазного  $\alpha+\beta$ -твердого раствора. Применяемость этих латуней обусловлена тем, что при достаточно высокой максимальной прочности ( $\sigma_B=350$  МПа) они имеют высокую пластичность ( $\delta=60-65\%$  для  $\alpha$ -латуней и 45-47% для  $\alpha+\beta$ -латуней). Вследствие этого эти латуни отличаются высокой технологичностью и легко поддаются горячей и холодной обработке давлением.

Холодная деформация приводит к существенному повышению прочности. При степени деформации 50%  $\sigma_B$  увеличивается на 250-300 МПа, но при этом резко снижается пластичность ( $\delta$  падает до 20%). Вместе с тем в результате наклепа у латуней развивается самопроизвольное растрескивание, поэтому латуни, склонные к самопроизвольному растрескиванию, в нагартованном виде не поставляются. Развитию растрескивания способствует влажная атмосфера с присутствием в ней следов аммиака, аммониевых солей, сернистых газов. Это явление носит название сезонной болезни, так как оно чаще всего происходит весной и осенью, когда влажность воздуха повышена.

Для устранения склонности к растрескиванию достаточно деформированный полуфабрикат подвергнуть отжигу при температуре ниже температуры рекристаллизации. При таком отжиге эффективно снимаются остаточные напряжения первого рода и сохраняется высокая прочность, обусловленная наклепом. Большинству латуней достаточно отжига при температуре 270-300<sup>0</sup>С для исключения чувствительности к воздействию влажной атмосферы.

Основным видом термической обработки  $\alpha$ - и  $\alpha+\beta$ -латуней является отжиг, который применяется для смягчения материала перед дальнейшей обработкой давлением и получения в готовых полуфабрикатах необходимых свойств. Латуни подвергают отжигу первого рода, основанному на рекристаллизационных процессах. Температура рекристаллизации латуней

выше чем у меди, так как легирование повышает ее. В промышленных условиях отжиг латуни проводят при температурах 600-700<sup>0</sup>С. В температурном интервале 300-600<sup>0</sup>С латуни обнаруживают провал пластичности, и этого интервала при термообработке латуни обычно избегают.

Отжиг и деформация образуют полиэдрическую микроструктуру с большим количеством двойников.

## СТЕКЛО

Зубков И. - студент гр. ОМД-71,  
Огневой В.Я. - профессор

Стекло представляет собой аморфное вещество, образующееся при сплавлении оксидов или безоксидных соединений. Стеклообразующими являются в основном оксиды кремния (SiO<sub>2</sub>), бора (B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), фосфора (P<sub>2</sub>O<sub>5</sub>), германия (GeO<sub>2</sub>), а также некоторые бескислородные соединения мышьяка, селена, теллура.

Основу стекла образует объемная сетка из однородных структурных элементов. В наиболее простом по составу кварцевом стекле такими элементами являются тетраэдры SiO<sub>4</sub>, которые соединяются своими вершинами.

Основную массу промышленных стекол составляют силикатные стекла с добавками других оксидов. Эти стекла по сравнению с кварцевым стеклом размягчаются при более низких температурах и легче перерабатываются в изделия. В силикатных стеклах атомы соединяются ковалентно-ионными связями в объемную сетку, куда кроме кремния и кислорода входят также: алюминий, титан, германий, бериллий; ионы щелочных и щелочноземельных металлов размещаются в ячейках этой сетки. Усложнение химического состава силикатных стекол приводит к изменению их свойств, в том числе и цвета, и является причиной структурной неоднородности.

Структура аморфного стекла возникает при охлаждении стеклянной массы, когда повышение ее вязкости препятствует кристаллизации. При охлаждении однофазный расплав расслаивается на две или несколько жидких фаз разного химического состава. Затвердевшее стекло имеет многофазную структуру, каждая из фаз остается аморфной. Расслоение силикатных стекол – характерная особенность их структуры.

При определенном соотношении содержания кремния. Кислорода и других элементов очень трудно предупредить зарождение и рост кристаллов. Кристаллизация или "рассстекловывание" с образованием крупных кристаллов отрицательно влияет на прочность и прозрачность стекла. Кристаллизацию предупреждают подбором химического состава стекла и условий его варки.

Напряжения в стеклянных изделиях из-за различия плотности в разных участках устраняют нагревом, достаточным для перестройки элементов структуры и выравнивания плотности.

## ВЛИЯНИЕ БОРИРОВАНИЯ НА ТЭДС УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Калинин В.А. - студент гр. ДВС-81  
Огневой В.Я. - профессор

Борирование – один из эффективных способов поверхностного упрочнения стальных деталей. Боридные слои обладают высокими твердостью, износо-, тепло- и коррозионной стойкостью, что позволяет существенно повысить долговечность деталей различного назначения. Составы насыщающих сред, режимы борирования, механизм формирования и структура боридных слоев изучены достаточно подробно. Сведения о физических же свойствах борированных сталей ограничены и, в частности, мало данных о влиянии борирования на ТЭДС ( $\alpha$ ) сталей.

В настоящей работе приведены литературные данные о связи между  $\alpha$  и структурой боридных слоев в углеродистых сталях. Насыщение проводилось в расплавах буры с карбидом бора (70%  $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$  + 30%  $\text{B}_4\text{C}$ ) и карбидом кремния (65%  $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$  + 35%  $\text{SiC}$ ). Расплав с карбидом кремния обеспечивает получение однофазных боридных слоев ("однофазное" борирование); при насыщении в расплаве с карбидом бора продолжительная выдержка при достаточно высоких температурах приводит к образованию двухфазного боридного слоя ("двухфазное" борирование).

Борирование проводилось при температурах 850 и 950<sup>0</sup>С с различными выдержками, что обеспечивало получение боридных слоев, различающимся по толщине и фазовому составу. Охлаждение после борирования проводиле на спокойном воздухе. При этом структура сердцевины образцов практически не отличалась от структуры стали в исходном состоянии. Отсюда первый вывод: зафиксированные изменения ТЭДС вызваны влиянием диффузионного слоя.

Установлено, что величина ТЭДС определяется в первую очередь толщиной борированного слоя – увеличение толщины приводит к уменьшению ТЭДС вплоть до отрицательных величин. Причем большее воздействие оказывает "двухфазное" борирование.

## ЛИСТОВЫЕ СТАЛИ В АВТОМОБИЛЯХ ВАЗ

Веремьев И. и Костюков Е. – студенты гр. ДВС-01,  
Огневой В.Я. - профессор

Мировые прогнозы показывают, что сталь остается основным материалом для производства кузова. Особенно в странах, где температура колеблется от +50 до –50 и стоимость морозостойкой пластмассы будет, значительно дороже стали. Основными требованиями, предъявляемыми к кузовным сталям, является: штампуемость, свариваемость, коррозионная стойкость и окрашиваемость.

Традиционно кузова изготавливают из стали 08Ю и 08КП, но требования по механическим свойствам для его деталей существенно различаются. В связи с высокими требованиями к механическим свойствам материала кузова введены в производство стали ОСВ и ВОСВ (особо сложной и весьма особо сложной вытяжки соответственно).

Наряду с традиционной сталью 08Ю в автомобилестроении в настоящее время получили распространение двухфазные стали 03ХГЮ, а также высокопрочная сталь 08ГСЮТ(Ф). Применение этих сталей позволяет уменьшить толщину листа на 10-12%, что способствует снижению веса автомобиля. Преимущество двухфазных сталей состоит в том, что при осуществлении технологических пределов их прочностные характеристики увеличиваются.

Проблема повышения коррозионной стойкости автомобилей решается в трех направлений: улучшение конструкции кузова за счет улучшения количества точек сварки, которые являются очагами коррозии; повышение чистоты используемых сталей (уменьшение количе-

ства атомов внедрения и кислорода в стали); уменьшение загрязненности поверхности деталей после прокатки и применения сталей с предварительно нанесенными покрытиями (ППС).

Исследование поверхности листов показали наличие на ней свободного аморфного углерода. Образование свободного углерода происходит на двух этапах металлургического передела: в процессе холодной прокатки под действием смазочно-охлаждающих жидкостей и при отжиге в колпаковых и проходных печах. Известно, что коррозионная стойкость кузова существенно увеличивается при уменьшении содержания аморфного углерода. Содержание углерода более  $7\text{мг/м}^2$  приводит к формированию крупнокристаллической фосфатной пленки, что снижает коррозионную стойкость кузова.

Наилучшими штампуемостью, свариваемостью, окрашиваемостью и коррозионной стойкостью обладают горячеоцинкованные (ГОЦ, Zn-Fe) и электрооцинкованные (ЭОЦ, Zn) стали, то есть основным материалом для кузова легкового автомобиля остаются стали типа 08Ю, предварительно покрытые цинком.

Особый интерес представляет сталь JF (так называемая сталь без атомов внедрения), которая нашла широкое применения в автостроении вследствие ее высокой штампуемости, получаемой за счет сверхнизкого содержания углерода ( $\sim 0,005\%$ ) и азота. В России аналогом этой стали, является сталь 01Ю, которая выплавляется на Новолипецком металлургическом комбинате.

Для изготовления деталей автомобиля перспективны горячекатаные стали толщиной более 2,5 мм. От горячекатаных низкоуглеродистых сталей 08Ю; 10; 15 требуются высокие пластические свойства для замены применяемых в настоящее время холоднокатаных сталей. Для изготовления тяжелонагруженных деталей шасси, таких как диски колес, эти стали должны, кроме того, иметь высокую прочность и сопротивление усталости. Использование высокопрочных сталей 08ГСЮТ, 07ГБЮ позволило уменьшить толщину листа от 3,5 до 3,1 мм.

## КЕРАМИЧЕСКИЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Гаськов К., Лазарев А. - студенты гр. ДВС-01,  
Огневой В.Я. - профессор

Керамика - перспективный материал для изготовления деталей машин и механизмов, предназначенных для эксплуатации в условиях высоких температур и коррозионно-активных сред, для создания техники нового поколения, в том числе двигателей повышенной топливной эффективности и экономичности. Ограничения в использовании связаны, главным образом, с ее хрупкостью. Поскольку хрупкость керамики обусловлена особенностями межатомного взаимодействия, то при разработке керамических конструкционных материалов основное внимание уделяется повышению сопротивления хрупкому разрушению (трещиностойкости) путем реализации различных процессов диссипации (рассеяния) энергии разрушения в области вершины трещины, затрудняющих ее распространение в хрупком теле.

Для армирования различных керамических матриц используют, в основном, волокна или нитевидные кристаллы карбида кремния, обладающие уникальными свойствами. Кроме того, керамические матрицы армируют нитевидными кристаллами нитрида кремния, карбида, нитрида или оксида титана и твердых растворов на их основе, кристаллами оксинитрида кремния, нитрида алюминия и ряда других тугоплавких соединений. Нитевидные кристаллы карбида кремния - наиболее широко применяемого дискретно-армирующего компонента керамических композиционных материалов, получают в настоящее время синтезом с использованием катализаторов или высокотемпературным пиролизом отходов рисопереработки.

Технология получения керамических композиционных материалов, армированных дискретными волокнами, нитевидными кристаллами и дисперсными частицами, включает в себя, в общем случае, несколько стадий: обработку исходных компонентов, химико-

термическую обработку (окисление, восстановление, азотирование и т.д.), измельчение, деагломерирование, диспергирование и т.п.; смешивание исходных компонентов для получения однородной смеси; подготовку смеси к формованию; формование и получение конечного продукта спеканием под давлением или без приложения давления (возможны многоступенчатые процессы). Выбор оптимального варианта технологического процесса зависит от состава композита.

Максимальный эффект от армирования нитевидными кристаллами SiC получен для алюмооксидных матриц: достигнут уровень трещиностойкости  $K_{IC}$  до  $\sim 382 \text{ Н/мм}^{3/2}$  и прочности более  $800 \text{ Н/мм}^2$ . Армирование SiC-матрицы непрерывными SiC-волокнами обеспечивает повышение трещиностойкости до  $1236 - 1300 \text{ Н/мм}^{3/2}$ . Столь высокий уровень трещиностойкости керамических материалов, превышающих трещиностойкость многих металлических сплавов, открывает новые перспективы применения керамики в качестве конструкционного материала.

Керамика, армированная нитевидными кристаллами или дискретными волокнами, благодаря сочетанию высоких прочностных свойств, трещиностойкости, твердости и жаростойкости – перспективный материал для изготовления деталей и узлов двигателей внутреннего сгорания, других энергетических установок, режущего инструмента, фильер для волочения металлов, металлургической оснастки, неперетачиваемых сменных пластин для металлорежущего инструмента.

Керамические композиционные материалы, армированные непрерывными волокнами, могут найти применение при изготовлении теплообменников, жаростойких труб, сопел различного назначения. Такие материалы на основе карбида кремния сохраняют высокие механические свойства при температурах до  $1250 \text{ С}$ .

## ПРИМЕНЕНИЕ КЕРАМИКИ В МАШИНОСТРОЕНИИ

Чопенко Д.А., Терешкин К.М. - студенты гр. ДВС-01,  
Огневой В.Я. – профессор

Керамикой называется поликристаллический порошок, в состав которого входит  $\text{SiO}_2$  в виде силикатов или другие компоненты. Керамика характеризуется твердостью, коррозионностойкостью, легкой формуемостью, теплопроводностью, жаростойкостью.

Сегодня существует большое число видов керамики, и значительно расширилась область её применения. Кроме конструкционных материалов и материалов для различных судов, керамику применяют во многих областях промышленности, в частности, в машиностроении.

Керамика, используемая в машиностроении, должна обладать прочностью при обычных и высоких температурах, высокой ударной прочностью, высокой твердостью, износостойкостью и т.д. Важным является использование порошкового материала с частицами малого диаметра и их оптимальным зерновым составом и формой. В порошковом материале, в основном, используются такие компоненты как нитрид кремния ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ), карбид кремния (SiC), а также оксид алюминия ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), диоксид циркония ( $\text{ZrO}_2$ ) и карбид титана (TiC). Эти вещества придают машиностроительной керамике требуемые качества.

Процесс изготовления керамики состоит, из составления шихты из исходных порошков, смешивания со связками, перемешивания и получения пластической массы. Пластическую массу затем подвергают формованию различными способами, получая полуфабрикат. Прочности полуфабрикатов для машинной обработки не хватает, и поэтому при сложной конфигурации изделия, необходимо их предварительно спекать. Частично спеченную керамику обрабатывают на станках. После обработки керамические изделия подвергают полному спека-

нию, и они приобретают высокую твердость. Заключительный этап - сверхточная обработка: шлифование, полирование, хонингование и т.д.

Среди методов формования различают: прессование на механических прессах, гидростатическое прессование, формование отливкой, формование способом выдавливания, горячее литье шликеров под давлением методом впрыска.

Спекают керамику разными способами. Это зависит от требований, которым изделие должно удовлетворять. В основном применяют такие способы: спекание при обычном давлении, спекание горячим прессованием, спекание горячим изостатическим прессованием, реакционное спекание.

В настоящее время, изучается возможность применения керамических материалов в промышленном машиностроении в качестве деталей и узлов различных машин и станков. Например, рассматривается возможность применения керамики из  $\text{Si}_3\text{N}_4$  и  $\text{SiC}$  для выполнения цилиндров и поршней в машинах для литья алюминия под давлением. Такие материалы, как  $\text{Si}_3\text{N}_4$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{ZrO}_2$  и др., почти не реагируют при высокой температуре с алюминием. Считают, что это позволит повысить температуру впрыска, увеличит долю наполнителей и т.д., исходя из необходимости повышения жаростойкости, точности размеров будущих пластических масс. Износ фильер пневматических прядильных машин не позволяет увеличить число оборотов. Так как их производительность зависит в большой степени от числа оборотов, ее стремятся улучшить, путем применения керамических фильер, изготовленных из  $\text{Si}_3\text{N}_4$ ,  $\text{SiC}$  и др., имеющих высокую износостойкость. В цепных транспортерах и конвейерах детали выполняются из керамики, содержащей 99,5%  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Они предназначены для тех областей применения, где нельзя использовать металл вследствие воздействия на него кислот или прочих веществ, оказывающих корродирующее действие, а также для пищевой и химической промышленности, где нельзя применять пластмассы из-за высоких температур. Изучаются также возможности применения керамических конвейеров и транспортеров в промышленных печах с рабочей температурой  $>1100^\circ\text{C}$ . При изготовлении волоочильных очков для протягивания проволоки из сплавов железа и цветных металлов применяют инструментальную сталь, а также сверхтвердые сплавы. Однако при волочении проволоки из материалов группы железа через волокнистые фильеры, со скоростью 20 м/с, развивается температура  $\sim 1250^\circ\text{C}$  при 100 МПа. Это приводит к деформированию фильер, ухудшению стабильности размеров изделий и качества их поверхности. По этой причине фильеры через некоторое время необходимо заменять и производить их переточку. В качестве материалов для изготовления фильер использовали частично стабилизированный  $\text{ZrO}_2$ , характеризующийся низкой теплопроводностью, износостойкостью и стабильностью размеров; число переточек из  $\text{ZrO}_2$  небольшое и его применение повышает к. п. д. процесса волочения.

## ТО И ТМО ОБРАБОТКА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1420

Качаринский М. – студент гр. ДВС-02  
Огневой В.Я. – профессор

Поведение сплава при холодной деформации имеет свои особенности. Их изучение необходимо для оптимизации процессов изготовления деталей. Подобно магналиям, сплав 1420 интенсивно упрочняется уже при малой деформации (до  $\sim 2\%$ ), например, растяжением: резко возрастает предел текучести, при незначительном увеличении предела прочности (на 40-20 МПа и 0,3 МПа соответственно для сплава, закаленного в воде).

Сравнение образцов, закаленных в воде, на воздухе и отожженных, показало, что материалу с более гомогенной структурой отвечает большая пластичность (как в закаленном состоянии, так и после деформации) и меньшая интенсивность деформационного упрочнения. Для выбора термообработки, обеспечивающей наибольшую пластичность при последующей холодной деформации, исследовалось изменение механических свойств листов и профилей с

толщиной стенки до 12 мм в зависимости от температуры нагрева при 250-500°C (через каждые 50°C) в течение 0,5-1 ч и скорости охлаждения - в воде, на воздухе и с печью.

Относительные удлинение и сужение образцов, охлажденных с печью, находятся на сравнительно низком уровне и нечувствительны к температуре. Наибольшую пластичность имеют образцы с относительно гомогенной структурой, закаленные в воде от 450 и 500°C. Пластичность образцов этой серии повышается по мере увеличения температуры термообработки, начиная с 300° С.

Согласно диаграмме распада твердого раствора сплава 1420 это обусловлено постепенным уменьшением гетерогенности из-за растворения фазы S. Традиционные алюминиевые термически упрочняемые сплавы обладают наибольшей пластичностью в свежезакаленном состоянии. Однако многие из них подвержены естественному старению. Преимуществом сплава 1420 является сохранение высокой пластичности вне зависимости от времени вылеживания.

**Закалка в воде от 450° С обеспечивает сравнительно высокую пластичность. Сплав закаливается также и при охлаждении на воздухе. При этом в общем случае возможно некоторое ухудшение пластичности за счет гетерогенизации и прочности, за счет уменьшения пересыщения матрицы и уменьшения эффекта старения. Закалка на воздухе обеспечивает получение повышенных коррозионных свойств сплава. Поэтому при выборе скорости закалки, особенно в случае охлаждения на воздухе, необходима разумная компромиссная оценка свойств.**

При выборе температуры и длительности нагрева под закалку особенно тонких полуфабрикатов, кроме прочих факторов, нужно учитывать влияние поверхностного окисления. При нагреве полуфабрикатов на воздухе формируется поверхностная пленка, содержащая MgO, Li<sub>2</sub>O, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Li<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>, причем Li<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> образуется при последующем вылеживании в результате взаимодействия Li<sub>2</sub>O с воздухом. Поверхностное окисление приводит к возникновению малопрочного обедненного магнием и литием слоя.

Механические свойства закаленного сплава не меняются в процессе старения при комнатной температуре. Это облегчает организацию процессов формообразования. Имеются сведения о незначительном ускорении естественного старения под влиянием предшествующей холодной деформации.

После старения при 170°C в течение 8-16 ч достигается наибольшая прочность при пониженной пластичности. Режимы недостаривания (120°C, 5-48 ч) обеспечивают достаточные прочностные свойства при большей пластичности. Предложен режим высокотемпературного старения 220°C - 3ч.

Исследовано влияние холодной деформации после закалки на старение листов сплава 1420 при 120° С. Механические свойства определяются величиной наклепа закаленного материала и конкурирующими процессами дисперсионного твердения и деформационного возврата, происходящими при температуре старения.

Прочностные свойства и суммарный эффект нагартовки и старения при 120°C - 12 ч возрастают с увеличением степени деформации.

Однако эффект упрочнения при старении уменьшается. Это объясняется развитием деформационного возврата. В случае недостаривания, например, при 120° С, 2-5 ч преобладание возврата в сплаве, закаленном и деформированном на 5-10%, над дисперсионным твердением обуславливает низкий или даже отрицательный эффект старения. Относительное удлинение исследованных листов после закалки, деформации и старения при 120°C до 24ч монотонно уменьшается по мере увеличения степени деформации.

## СТАЛИ И СПЛАВЫ ДЛЯ ПОСТОЯННЫХ МАГНИТОВ

Курбатов А. – студент гр. ДВС-02,  
Огневой В.Я. – профессор, Евтушенко А.Т. - профессор

Для постоянных магнитов применяют высокоуглеродистые стали с 1% С, легированные хромом (3%) ЕХ3, а также одновременно хромом и кобальтом ЕХ5К5, ЕХ9К15М2 (ГОСТ 6862-71). Легирующие элементы повышают, главным образом, коэрцитивную и магнитную энергию, а также улучшают температуру и механическую стабильность постоянного магнита. Хромистые и кобальтовые стали сравнительно легко обрабатываются давлением и резанием, но обладают относительно малой магнитной энергией. Коэрцитивная сила легированных сталей составляет 4,8-12 кА/м и остаточная индукция 0,8-1,0 Тл. Наиболее высокие магнитные свойства имеют стали ЕХ5К5 и ЕХ9К15М2 после нормализации, высокого отпуска, закалки и низкого отпуска (при 100<sup>0</sup>С).

В промышленности наиболее широко применяют сплавы типа алнико: ЮНДК15, ЮН14Дк25А, ЮНДК31ТЗБА, ЮНДК40Т8АА, ЮНДК35Т5БА, ЮНДК35Т5АА. Сплавы тверды, хрупки и не поддаются деформации, поэтому магниты из них изготавливают литьем. После литья проводят только шлифование.

Для изготовления магнитов применяют и порошковые сплавы Fe-Ni-Al ММК1 (Hc=24 кА/м, Br=0,6 Тл), ММК7 (Hc=44 кА/м, Br=0,95Тл) и ММК11 (Hc=118 кА/м, Br=0,7Тл). Эти сплавы обладают меньшей хрупкостью.

Некоторое применение нашли деформированные сплавы 52КФА, 52КФБ и 52КФ13 (51% Со, 11-13% V, остальное Fe), изготавливаемые в виде проволоки диаметром 0,5-3,0 мм, полос и лент толщиной 0,2-1,3 мм. После закалки и холодной деформации сплавы подвергают отпуску при 600-620<sup>0</sup>С. Свойства сплавов после такой обработки: 58-62 HRC, Hc~28 кА/м и Br~ 0,85 Тл. Сплавы Fe-Ni-Al-Nb, содержащие 8,4-9,8% Al, 3,7-4,2% Nb, 20-25% Ni (остальные Fe), в виде горячекатаных листов используют для изготовления малогабаритных магнитов. В промышленности используют сплавы на основе системы Fe-Co-Cr, достаточно хорошо деформируемые при прокатке. Свойства сплавов типа К23Х31С1 после термической обработки Hc~52,8 кА/м и Br = 1,15Тл.

## ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Чинчевой В. - студент группы ДВС-02,  
Огневой В.Я. – профессор, Евтушенко А.Т. - профессор

Механические свойства титановых сплавов зависят от вида и содержания легирующих элементов, а также от фазового состава и структуры металла. Последнее определяется режимами горячей пластической деформации и термической обработки металла.

Различают следующие основные виды термической обработки титановых сплавов: отжиг I рода, отличительной особенностью которого является отсутствие или необязательность фазовых превращений при его проведении; отжиг II рода, основанный на фазовых превращениях и производящийся поэтому при температурах выше и ниже температуры ( $\alpha \leftrightarrow \beta$ )-перехода; закалка с температур выше и ниже полиморфного превращения, отличительная особенность которой состоит в достижении определенных скоростей охлаждения в заданном температурном интервале; старение, основная цель которого - распад метастабильных твердых растворов с образованием мелкодисперсных продуктов распада, повышающих прочность металла.

**Отжиг I рода** проводится при температурах ниже и выше температуры рекристаллизации и подразделяется по целевому назначению и природе протекающих процессов на возврат I и II рода. Возврат I рода, или отдых, применяют для снятия или уменьшения остаточ-

ных напряжений, образовавшихся после механической обработки гибки, сварки и других технологических операций. Температуру отжига в этом случае назначают на 150-250°C ниже температуры рекристаллизации. Возврат II рода используют для создания полигонизованной структуры после горячей или холодной пластической деформации. В процессе возврата II рода дислокации перераспределяются и выстраиваются в стенки одна под другой. Каждая такая стенка выполняет роль малоугловой границы. Возврат может происходить как при нагреве деформированного металла (статический возврат), так и непосредственно в ходе горячей деформации. В последнем случае его называют динамическим, а полигонизацию – динамической. Создание полигонизованной структуры приводит к существенному повышению прочности без заметной потери пластичности и вязкости металла.

Рекристаллизационный отжиг сопровождается появлением новых зерен, разделенных высокоугловыми границами. Применяют его для полного снятия структурных напряжений и получения однородной структуры с наиболее высокими характеристиками пластичности металла

**Отжиг II рода** основан на процессах фазовых превращений и используется наряду с закалкой для повышения прочностных характеристик или улучшения характеристик пластичности сложнолегированных титановых сплавов. При полном отжиге нагрев производят до температур  $\beta$  - области. Многократные переходы через температуру полиморфного превращения приводят к образованию полигонизованной структуры, при которой повышается пластичность и увеличивается трещиностойкость сплавов. При неполном отжиге нагрев сплавов производится в двухфазной ( $\alpha+\beta$ )-области с последующим медленным охлаждением с печью или ступенчатым изотермическим охлаждением. При ступенчатом отжиге, сущность которого заключается в поочередном нагреве сплава до двух-трех последовательно понижающихся температур с охлаждением на воздухе после каждой изотермической выдержки. При этом происходит распад метастабильных фаз, приводящий к возрастанию прочности сплавов.

**Закалку** титановых сплавов применяют как самостоятельную конечную операцию с целью повышения прочности псевдо- $\alpha$ -сплавов титана вследствие образования  $\alpha'$  - фазы или получения метастабильных фаз для последующего их распада при старении. Образование различных метастабильных фаз при закалке зависит от концентрации  $\beta$  - стабилизирующих элементов в  $\beta$  - фазе при нагреве. В одном и том же двухфазном сплаве, изменяя лишь температуру нагрева в двухфазной области, можно получить после закалки весь набор метастабильных фаз, встречающихся в закаленных сплавах ( $\alpha'$ ,  $\alpha''$ ,  $\omega$ ,  $\beta$ ). Чем ниже температура нагрева, тем более легирована  $\beta$ -фаза, тем больше возможность образования после закалки  $\alpha''$ -,  $\omega$ - или  $\beta$ -фаз. Ускоренное охлаждение или закалку применяют также для подавления так называемой " $\square$  - хрупкости" и повышения коррозионно-усталостной прочности и малоцикло-вой долговечности.

**Старение** используют только для материалов, которые находятся в закаленном состоянии или содержат в своем составе метастабильные фазы. Основная цель этого вида обработки - распад метастабильных фаз ( $\alpha'$ ,  $\alpha''$ ,  $\omega$ ,  $\beta$ ). для достижения высоких значений прочности. Как правило, температура старения находится в пределах 0,55-0,60 от температуры полиморфного превращения. Опыты, а также исследования показали, что в процессе старения, казалось бы, однородных  $\square$  - твердых растворов происходит серьезное изменение физических, механических и электрохимических характеристик сплавов. Причиной этого является, как правило, образование в однородных  $\square$  - твердых растворах кристаллографически ориентированных сегрегации алюминия, являющихся предвыделениями  $\alpha_2$  -фазы. В однородных  $\square$  - твердых растворах, легированных хромом, могут возникать предвыделения  $TiCr_2$ , также в виде трудновыделяемых структурными методами сегрегаций. Такие предвыделения особенно опасны при работе сплавов в агрессивных средах, поскольку они серьезно влияют на кинетику протекания анодных процессов.

## АУСТЕНИТНО-ФЕРРИТНАЯ КОРРОЗИОННОСТОЙКАЯ СТАЛЬ ДЛЯ ВЫСОКОПРОЧНОЙ ПРОВОЛОКИ

Сидельников Д., Ненашев Е. – студенты гр. ДВС-01,  
Огневой В.Я. - профессор

Для производства коррозионностойкой проволоки обычно применяют стали мартенситного и аустенитного классов. Вместе с тем применяется сталь ЭИ90 с деформационно-нестабильным аустенитом, которую можно успешно применять для изготовления тонкой и тончайшей проволоки диаметром 0,15-0,8 мм с высокой прочностью при достаточной пластичности. Она обладает высокой прочностью, достаточной пластичностью, теплостойкостью, сопротивлением релаксации напряжений и коррозии.

Исследования показали, что механические свойства стали ЭИ90 могут быть повышены при ее дополнительном легировании алюминием в таком количестве, чтобы эта сталь соответствовала аустенитно-ферритному классу – сталь марки ОЗХ13Н10К5М3Ю2Т.

Повышенное содержание алюминия (2,0 - 2,5 %) в исследуемой стали способствовало получению в ней после закалки двухфазной аустенитно-ферритной структуры. При разработке этой стали ставилась задача достичь ее более высокого деформационного упрочнения, чем у мартенситно-стареющей стали ЗИ90 и получить структуру с деформационно-нестабильным аустенитом, испытывающим  $\gamma \rightarrow \alpha$  - превращение с образованием мартенсита деформации.

Отличие двухфазной аустенитно-ферритной стали от известных заключается в низком содержании углерода и возможности ее интенсивного старения, которое обеспечивается высоким пересыщением прежде всего  $\delta$ -твердого раствора после быстрого охлаждения.

Структура исследуемой стали после закалки от 1000°C - двухфазная аустенитно-ферритная с примерно равным количеством аустенита и  $\delta$ -феррита. После охлаждения от 1300°C в крупных зернах  $\delta$ -феррита наблюдаются выделения аустенита по границам и в виде пластин в теле зерна. Образование аустенита в этом случае имеет вторичный характер и происходит при охлаждении от 1300 °C даже в случае закалки в воде.

Методом электронографии было показано, что кроме аустенита и феррита в структуре закаленной стали ОЗХ13Н10К5М3Ю2Т содержится интерметаллидная фаза на основе алюминид никеля NiAl. При этом NiAl обнаружен только в  $\delta$ -феррите, что, по-видимому, обусловлено изоморфностью их кристаллических решеток.

При изменении температуры нагрева в двухфазной области наблюдается перераспределение элементов между основными структурными составляющими - аустенитом и  $\delta$ -ферритом. Известно, что степень различия химического состава аустенита и  $\delta$ -феррита значительно зависит не только от температуры, но и от соотношения фаз. По-видимому, это связано с участием в распределении легирующих элементов также и интерметаллидных фаз, в нашем случае — алюминия на основе NiAl.

Медленное охлаждение от 1300°C на воздухе приводит к снижению микротвердости  $\delta$ -феррита от 565 HV до 341 HV, в то время как микротвердость аустенита мало зависит от скорости охлаждения. Пластическая деформация способствует некоторому упрочнению  $\delta$ -фазы и значительному повышению микротвердости аустенита. Это связано с деформационным упрочнением аустенита, а также с  $\gamma \rightarrow \alpha$  -превращением и образованием мартенсита деформации.

Исследование кинетики изменения механических свойств при старении холодно деформированной проволоки из стали ОЗХ13Н10К5М3Ю2Т показало, что наиболее высокие значения  $\sigma_b$  достигаются после старения при 500°C в течение 1 ч. Дальнейшая выдержка при 500°C практически не влияет на прочность проволоки.

## САПы

Селиверстов А. – студент гр. ДВС-02,  
Огневой В.Я. – профессор

САП - алюминий, упрочненный частицами окиси алюминия (спеченная алюминиевая пудра). Способ получения САПов заключается в холодном, а затем в горячем брикетировании тонкого окисленного алюминиевого порошка (пудры) и последующей деформации (ковке, прессовании, прокатке) горячепрессованных брикетов.

Пудру АПС (алюминиевую пудру для спекания) получают из алюминия А00 размолотом в шаровой мельнице порошка, приготовленного распылением жидкого алюминия в атмосфере азота с регулируемым содержанием кислорода. Важным технологическим фактором, влияющим на процесс помола, является добавка жира (стеарина). Стеарин облегчает скольжение частичек и препятствует их свариванию между собой. Каждая частица покрывается тонким слоем окиси. Пудра апс содержит 18-23% окиси алюминия. Общее время размолта 45 часов.

Брикетирование может быть холодным (при комнатной температуре) или горячим. Холодное брикетирование можно осуществлять на гидростатических установках при давлении до 1500 ати или на гидравлических прессах. Холодные брикеты, имеющие малую прочность и плотность, следует подвергать горячему спеканию на прессах при температуре до 620<sup>0</sup>С и давлении до 70 кгс/мм<sup>2</sup>. Наиболее распространено брикетирование с предварительным нагревом порошка в печи с циркуляцией воздуха или нейтральной атмосферой до температуры 600-640<sup>0</sup>С.

После холодного брикетования структура выявляется в виде сот из окиси алюминия, заполненных алюминием. Прочность такого материала невелика. По мере нагревов и деформации каркас дробится и представляет собой алюминиевую матрицу с включенными в нее более или менее равномерно распределенными чешуйками окиси алюминия.

САПы характеризуется высокой коррозионной стойкостью, практически равной стойкости чистого алюминия, и не склонен к межкристаллитной коррозии и коррозии под напряжением.

САПы можно сваривать только контактной или диффузионной сваркой под большим давлением и прочность таких соединений составляет 80-90% от основного металла.

При комнатной температуре можно производить только гибку. При нагреве до 420-470<sup>0</sup>С штампуемость листов значительно повышается. Высокотемпературный (600-630<sup>0</sup> С) отжиг позволяет производить штамповку при комнатной температуре.

Механические свойства можно рассмотреть на примере САП-1 (содержание Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – 6-9%):  $\sigma_B=300-320$  МПа,  $\sigma_T=210-240$  МПа,  $\delta=5-8\%$ . Свойства полуфабрикатов зависит не только от содержания окиси алюминия, но и от вида полуфабрикатов: например прочность листов на 30-50 МПа выше прочности прессованных прутков, но пластичность вдвое ниже.

САП - один из наиболее перспективных материалов. Он может применяться вместо нержавеющей сталей и титановых сплавов для малонагруженных конструкций, изготовления лопаток, поршней, штоков и др. деталей, работающих при температурах 300-500<sup>0</sup>С.

УДК 621.316:691.327

## ПРИМЕНЕНИЕ ЭЛЕКТРООБОГРЕВАТЕЛЕЙ ИЗ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ДЛЯ УДАЛЕНИЯ ОБЛЕДЕНЕНИЯ С КРЫШ ЗДАНИЙ

Дорош А.Б., студент гр. ИИТ-72, Мерцалов И.В., студент гр. ИИТ-81  
Марсов В.Ю., Жуйков А.В., Шилов А.В., аспиранты;  
Халина Т.М., к.т.н., доцент;

Образование наледи в осенне-весенний период на крышах сложной конструкции, а также в водосточных трубах, желобах и других местах приводит к нежелательным последствиям, включающим:

- повышение механической нагрузки на элементы кровли из-за накопления льда, что сокращает срок ее службы;
- отрыв больших ледовых масс создает реальную опасность для жизни людей и может стать причиной значительного материального ущерба;
- задержку воды на поверхности кровли из-за закрытости водостоков и желобов и ее протечку внутрь здания.

Проблема удаления льда с водостоков крыш зданий и сооружений является актуальной, особенно для регионов Сибири, и требует выбора наиболее эффективной и экономически обоснованной системы обогрева элементов крыш.

Из известных способов удаления обледенений с крыш зданий наиболее широкое применение получили устройства с

Сущность способа поясняется рис. 1.

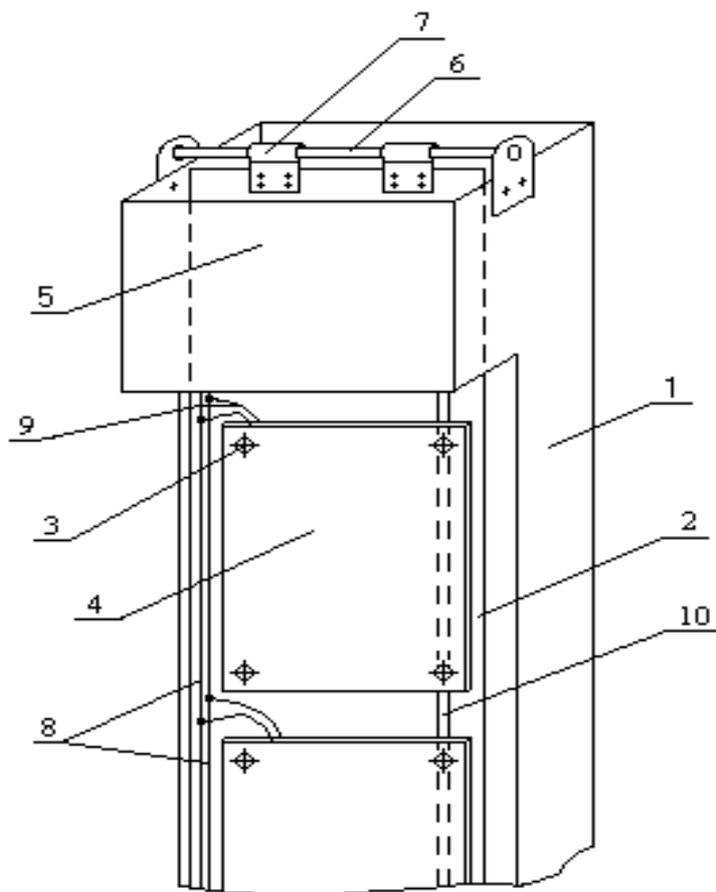


Рис. 1. Устройство для удаления льда с водостоков крыш зданий и сооружений.

использованием греющих кабелей. Этот способ имеет как ряд преимуществ (возможность установки кабеля в любых труднодоступных элементах конструкции крыши, высокую механическую и электрическую прочность кабеля), так и определенные недостатки (высокую стоимость кабеля, отсутствие отечественного производства, невозможность регулирования мощности кабеля по его длине, необходимость полной замены кабеля в случае пробоя изоляции, энергоемкий обогрев внутреннего объема водостока).

Предлагается способ удаления обледенения с крыш свободный от вышеперечисленных недостатков и основанный на использовании разработанного в АлтГТУ электрообогревателя из композиционного электропроводящего материала на основе бутилкаучука и технического углерода. Установка включает систему автоматического управления,

предусматривающую включение системы электрообогрева в зависимости от температуры окружающей среды, контроль наличия протока воды на входе в каждый водосток, установку устройств защитного отключения на каждый спуск и суточное программное включение устройства электрообогрева в соответствии с графиком нагрузки.

В качестве греющего устройства предлагается следующая конструкция. Композиционные электрообогреватели размером 200x135x10 мм закрепляются с некоторым расстоянием друг от друга на армированном кордом резиновом ремне (спуске) с помощью алюминиевых заклепок. Таким же образом заземляющий оцинкованный медный провод прикрепляется по всей длине спуска. Электрообогреватели подключаются к сети 220 В параллельно. Каждый спуск изготавливается индивидуально и имеет длину от горловины воронки до выхода водостока, поэтому электрическая мощность электрообогревателей отдельного спуска различна и зависит от места его расположения и длины. Кроме того, предлагаемая конструкция электрообогрева может обеспечить изменение мощности по длине спуска путем ее увеличения на входе и выходе пристенного водослива и уменьшения в его внутренних областях за счет подключения электрообогревателей различных мощностей.

Устройство для удаления льда с водостоков крыш зданий и сооружений содержит пристенный водослив 1, внутри которого расположен ремень 2. На ремне 2 по его краям с помощью заземленного соединения 3 закреплены композиционные электрообогреватели 4, расположенные с интервалом друг от друга. На входе 5 пристенного трубчатого водослива 1 установлена поперечная штанга 6, к которой с помощью кронштейнов 7 подвешен ремень 2, длина которого равна длине трубчатого водослива 1. Вдоль ремня 2 проложены электрические провода 8, к которым параллельно подключены композиционные электрообогреватели 4 посредством токоподводов 9. Для обеспечения электробезопасности используется заземляющий кабель 10, который крепится с помощью заклепок между ремнем 2 и электрообогревателями 4.

Таким образом, предлагаемый способ удаления наледи с крыш зданий и сооружений обеспечивает рациональное использование электроэнергии за счет регулирования по мощности греющей конструкции и применения эффективных поверхностно-распределительных композиционных электрообогревателей с высоким к. п. д. теплоотдачи. Кроме того, увеличивается надежность конструкции, так как даже выход из строя до 50% электрообогревателей не приводит к отключению всей системы.

## **ПРИМЕНЕНИЕ ШАРОДУГОВОЙ СВАРКИ В КОТЛОСТРОЕНИИ**

Перлов С.Н. аспирант каф. «МБСП».

Чепрасов Д.П., Иванайский Е.А. - научные руководители

Для изготовления сварных конструкций в котлостроении, таких как пароперегреватели, паропроводы, котельные барабаны и др. изделия, применяются теплоустойчивые стали. Применение данного вида сталей обусловлено тем, что перечисленные выше конструкции подвергаются длительным механическим нагрузкам при достаточно высоких температурах (500 - 600°C). Общим для этих сталей является малое содержание углерода (до 0,2%) и незначительная степень легирования 2-5% Сг, до 0,5% Мо, 0,3% V. Входящие в сталь легирующие элементы повышают устойчивость аустенита к распаду, что приводит к образованию дисперсных и неравновесных структур в сварном шве после охлаждения. В связи с этим твердость металла шва и особенно околошовной зоны заметно повышается и может достигать до 350-400 НВ.

Легирование рассматриваемых сталей хромом, молибденом и ванадием приводит к образованию карбидов с повышенной устойчивостью к растворению. Поэтому при кратковременном сварочном нагреве эти карбиды растворяются в более нагретых областях зоны тер-

мического влияния, что приводит к сужению участка с повышенной твердостью, вызывая тем самым резкий градиент твердости по сечению сварного шва после его охлаждения.

В связи с перечисленными особенностями формирования сварных соединений из теплоустойчивых сталей, отпуск сварных соединений является операцией необходимой не только для снижения уровня остаточных напряжений, но и для распада неравновесных структур, в целях устранения опасности хрупкого разрушения.

В настоящее время, для получения сварных соединений рассматриваемых деталей широко применяется автоматическая сварка под слоем флюса. Технология изготовления конструкций из теплоустойчивых сталей с применением автоматической сварки под флюсом предполагает предварительный подогрев соединяемых деталей перед сваркой, который в зависимости от конкретной марки стали, может изменяться от 100 до 350°C., так же не отпадает необходимость в послесварочной термической обработке. В основном, в качестве термической обработки применяют отпуск при высокой температуре (700-740°C). Такая высокая температура обусловлена тем, что легирование теплоустойчивых сталей хромом, молибденом и ванадием, приводит к повышению критической температуры  $A_{c1}$ . Пониженная теплопроводность данных сталей вызывает необходимость медленного нагрева при термической обработке или применения ступенчатого нагрева. Все это значительно усложняет технологию и удорожает себестоимость получаемой продукции.

В тоже время возможности дуговой сварки под флюсом еще далеко не исчерпаны, что указывает на необходимость поиска новых вариантов. Одним из них является шагодуговая сварка под флюсом.

Сварка производится на стандартном оборудовании (сварочная головка А-1401 или сварочный трактор АДС-1000-2), оснащенный специальным программирующим блоком, включаемым в электросхему аппарата. Программирующий блок обеспечивает изменение параметров режима сварки по заданному закону, что позволяет реализовать сложное перемещение дуги в плоскости свариваемых кромок. Сварка осуществляется под флюсом проволокой диаметром 3-5мм. Сварочный ток изменяется циклически от  $I_{min}$  до  $I_{max}$ , причем его изменение согласуется с возвратно-поступательным перемещением сварочной головки вдоль свариваемых кромок.

Способ шагодуговой сварки под флюсом обладает рядом преимуществ, важнейшими из которых являются: возможность однопроходной сварки металла большой толщины (до 80мм); возможность регулирования параметров процесса проплавления основного металла и кристаллизации металла шва, обеспечивающий благоприятный термический цикл в шве и околошовной зоне. Регулируемый характер перемещения сварочной дуги в плоскости свариваемых кромок при шагодуговой сварке позволяет управлять процессом кристаллизации металла шва в таком направлении, при котором создаются благоприятные условия для всплытия на поверхность газовой и шлаковой составляющей. Кроме того, циклическое изменение мощности дуги и её положения в плоскости свариваемых кромок, обеспечивает циклическое изменение температуры металла шва и околошовной зоны, что позволяет оптимизировать скорость охлаждения металла шва и околошовной зоны.

Как показал анализ экспериментальных данных, на структуру и свойства сварного шва значительное влияние оказывают усреднённая скорость сварки вдоль оси шва ( $V_{с\dot{a}} = \frac{L1 - L2}{T1 + T2}$ ) и шаг сварочного цикла. ( $L1 - L2$ ).

Изменяя указанные параметры можно регулировать как скорость охлаждения, так и число циклов нагрева. Структура сварного шва при этом может изменяться от бейнитомартенситной до мелкозернистой, феррито-пелитной. Подбор соответствующего режима сварки позволяет исключить предварительный подогрев и последующую термообработку. Кроме того, уменьшается уровень остаточных напряжений в сварном соединении.

Применение шагодуговой сварки вызывает частичное переплавление уже закристаллизовавшегося металла, что обеспечивает дезориентацию дендритной структуры шва. Следует отметить, что в сварных соединениях выполненных шагодуговой сваркой отсутствуют такие

дефекты, как непровары, несплавления, не заваренные кратеры, а геометрические размеры сварных швов соответствуют ГОСТ 8713-79.

Сварные соединения выполнялись с подваркой корня. Термический цикл сварки определяли путем зачеканки платино – платино-родиевых термопар со стороны корня шва. Геометрические размеры сварочной ванны контролировали металлографически. Шлифы вырезались из конечного участка сварного соединения.

Анализ термического цикла сварки показал, что металл в корне шва нагревался до следующих максимальных температур 1250 °С – 940 °С - 670 °С - 420 °С. В околошовной зоне, в связи с нелинейностью движения источника тепла наблюдались несколько пиков нагрева до достижения максимальной температуры.

Микроструктура металла шва отличается значительной неоднородностью: от равновесной феррито-перлитной в корне шва, до типичной дендритной структуры верхнего слоя. Механические свойства сварного соединения ( $KCU, \sigma_B, \sigma_T$ ) находились на уровне свойств проката.

Таким образом, применение шагодуговой сварки под флюсом, при получении соединений из теплоустойчивых сталей, позволяет избежать необходимости в предварительном подогреве, а также в термической обработке после сварки, повысить производительность процесса и избежать дефектов, распространенных при сварке теплоустойчивых сталей обычной автоматической сваркой под слоем флюса.

## АНАЛИТИЧЕСКОЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЕ УСРЕДНЁННЫХ ЗНАЧЕНИЙ СОПРОТИВЛЕНИЙ ДЕФОРМАЦИИ СДВИГА УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ.

Карпов С.В., доц., канд. техн. наук; Вражкин А.С..

При расчёте энергосиловых параметров высокотемпературных процессов пластической деформации, осуществляемых с малой скоростью деформации, и при выполнении упрощённых расчётов, когда упрочнением металла можно пренебречь, используется гипотеза идеально-пластической среды. Сопротивление деформации такой среды не зависит от степени деформации и характеризуется обычно усреднённым пределом текучести на сдвиг. Уравнение среды имеет вид  $T = \tau_s$ , т.е. представляет собой уравнение прямой линии, параллельной оси абсцисс. Расчёт усреднённых значений  $\tau_s$  может быть осуществлён по условию равенства площадей, отсекаемых кривой текучести  $\tau_{scp} = \sigma_s(\epsilon) / \sqrt{3}$  и уравнением прямой линии  $\tau_{scp} = \text{const}$ . Из равенства площадей следует, что

$$\tau_{scp} = \int_{\epsilon_{min}}^{\epsilon_{max}} \sigma_s(\epsilon) d\epsilon / \sqrt{3} (\epsilon_{max} - \epsilon_{min}) \quad (1)$$

Здесь  $\sigma_s(\epsilon)$  - сплайновая кривая зависимости сопротивления деформации от логарифмической степени деформации. На кафедре МиТОМД, в рамках создания электронного справочника по кривым упрочнения, разработано программное обеспечение, позволившее создать базу данных по усреднённым пределам текучести сдвига углеродистых сталей. База данных представляет собой набор файлов, в которых записаны значения  $\tau_{scp}$  в зависимости от скорости и температуры деформации. Визуально такие зависимости могут быть представлены в виде набора кривых линий (рис. 1).

Характер кривых позволил сделать вывод, что усреднённые значения сопротивления деформации сдвига есть некоторая сложная зависимость, представляющая собой суперпозицию показательной и экспотенциальной функций. Подбор такой зависимости для аппроксимации данных осуществляется методом наименьших квадратов на основе линеаризованного полинома 5-ой степени для двух переменных  $X = \ln \xi$ ,  $Y = \bar{\theta} = \theta = 1000$ .

$$S = b_1 + b_2X + b_3Y + b_4XY + b_5X^2 + b_6Y^2 + b_7X^2Y + b_8XY^2 + \dots + b_{21}Y^5. \quad (2)$$

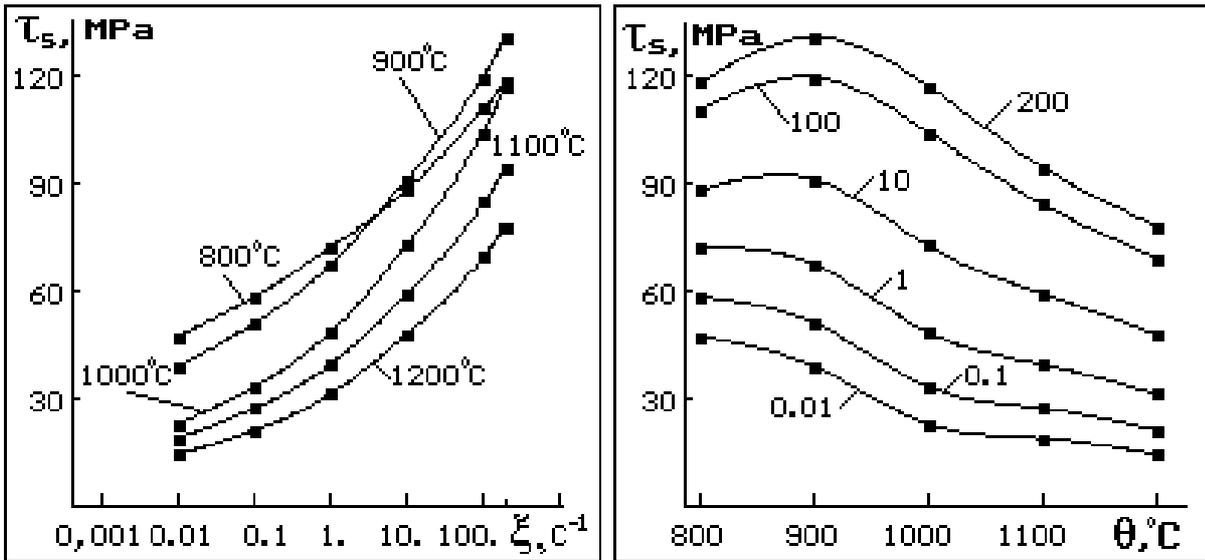


Рис. 1. Значения  $\tau_{scp}$  в зависимости от скорости а) и температуры б) деформации. Сталь 08.

Полиномиальная зависимость (2) позволяет с высокой степенью точности гладко описать зависимость  $\tau_{scp} = \tau_s(\xi, \theta)$ , но её использование вне рамок электронного справочника, представляется нецелесообразным.

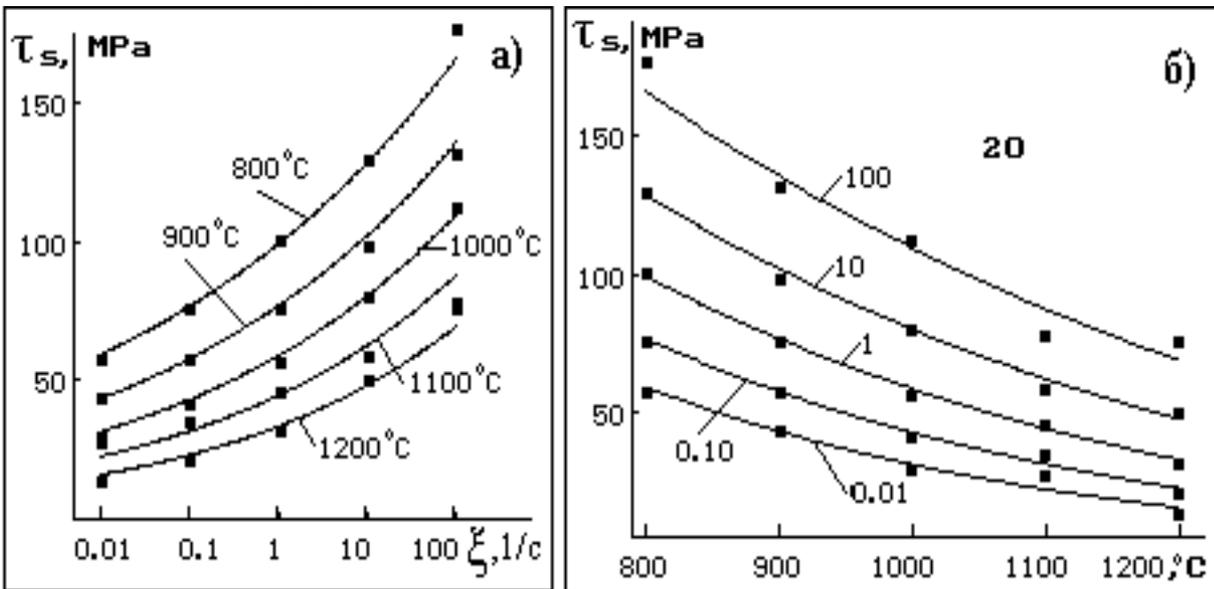


Рис. 2. Значения  $\tau_{scp}$  в зависимости от скорости а) и температуры б) деформации и их аппроксимация функцией (3)

Авторы считают, что с достаточной степенью точности, для описания зависимости  $\tau_{scp}$  может быть использована функция

$$\tau_s = b_1 \xi^{b_2 + b_4 \theta + b_8 \theta^2} \exp(b_3 \theta + b_6 \theta^2) \quad (3)$$

Сравнение исходных значений  $\tau_{scp}$  и кривых, построенных по формуле (3) приведено на рис 2. Значения коэффициентов для ряда марок сталей приведены в таблице.

Таблица  
**Коэффициенты функции (3)**

Мар-ка стали	Значения коэффициентов						средн.кв.откл. $S^2$
	$b_1$	$b_2$	$b_3$	$b_4$	$b_6$	$b_8$	
08	53,77	-0,05649	2,113	0,1994	-2,149		20,64
20	519	0,01752	-1,627	0,1175	-0,5462		17,14
40Г	558	0,00522	-1,0437	0,1500	-1,359		17,42
45	1532	-0,01123	-3,392	0,1558			5,38
У8	721.3	0,5224	-2,846	-0,0604			0,606

**ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ВЕЛИЧИНЫ ТУРБУЛЕНТНОСТИ НА ПОЛУЧАЕМОЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ПО СКОРОСТЯМ ПРИ РАСПЫЛИВАНИИ ТОПЛИВА ФОРСУНКАМИ.**

Еськов А.В. ктн, Карпов И.Е.

Одним из перспективных направлений изучения топливовоздушных потоков являются бесконтактные методы.

Из имеющихся бесконтактных методов определения дисперсности наиболее предпочтительны оптические, которые используют явление рассеяния света при прохождении его через мутную среду.

На экспериментальном стенде определения скоростных характеристик топливных струй были получены данные изменения оптической плотности (рис. 1, рис 2) в двух сечениях потока на расстояниях от 35 до 85 мм от сопла распылителя до первого сечения.

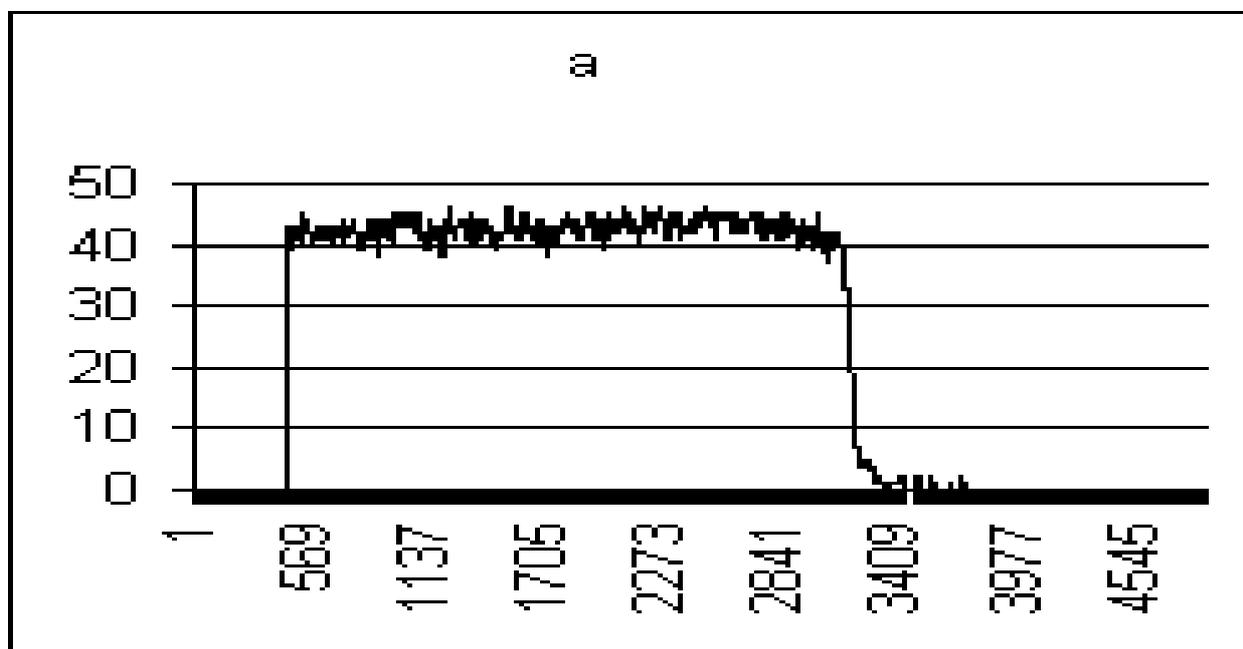


Рис 1. Оптическая плотность топливной струи на расстоянии 35 мм от сопла

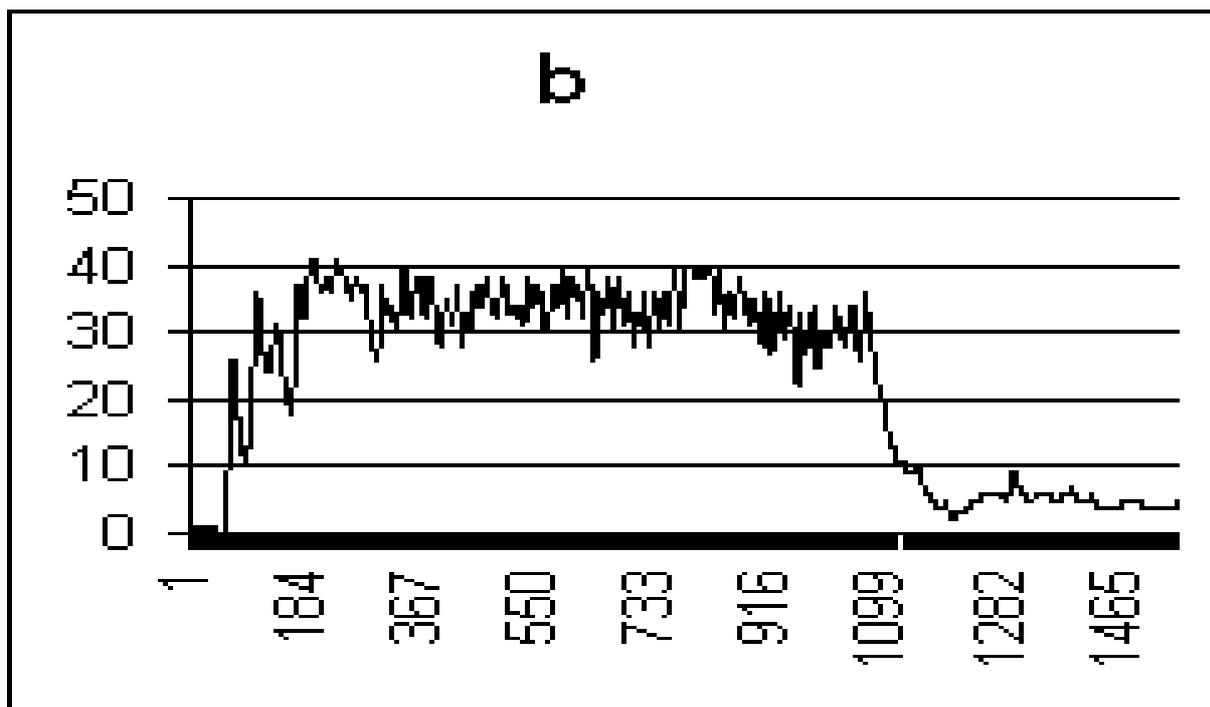


Рис 2. Оптическая плотность топливной струи на расстоянии 85 мм от сопла

Оптические неоднородности, отражающиеся в осцилляции оптической плотности топливных струй (рис. 1 - 2), можно расценивать как турбулентные завихрения. Среднее время пролета таких завихрений через сечение составляет 9-10 мкс. Если за скорость потока принять значение 150-200 м/с, то масштаб завихрений будет 1,5-2 мм. Анализируемое расстояние между двумя сечениями не менее 15 мм, таким образом, можно утверждать, что турбулентное перемешивание в потоке жидкости практически не оказывает влияния на получаемое распределение по скоростям одинаковых порций топлива в распыливаемом потоке.

## **К ВОПРОСУ О ПОВЫШЕНИИ ТОЧНОСТИ ОЦЕНКИ КАЧЕСТВА РАСПЫЛИТЕЛЕЙ**

Карпов И.Е.

По мере совершенствования конструкций и схем комбинированных двигателей внутреннего сгорания усложняется технология их проектирования.

Одной из важнейших проблем при проектировании является малоизученность процесса смесеобразования топливных струй при распыливании топлива.

Решающее воздействие на процесс распыливания имеет форсунка, которая служит распылителем топлива в камере сгорания. Для обеспечения нормальной работы двигателя внутреннего сгорания необходимо, что бы за впрыск топлива во всех секциях отвечали идентичные форсунки.

Несмотря на высокую точность при изготовлении форсунок, на данный период времени не возможно создать две заведомо идентичных форсунки, так как полная идентичность их геометрических размеров проверяется путем разреза, то есть приведения в негодность для использования в двигателях.

Для решения проблемы оценки идентичности форсунок при промышленном производстве применяются различные методы:

- оценка “доступных” геометрических размеров (размеров, которые можно получить достаточно быстро, без применения длительных исследований и не нарушая строение форсунки),

- оценка характеристик расхода топлива за определенный набор циклов различными форсунками,
- оценка величины рабочего давления форсунки,
- “визуальная” оценка облака струи топлива, получаемой на испытательном стенде, при впрыске,
- “акустическая” оценка качества распыливания (наличие турбулентности при распыливания топлива).

Все эти методы не дают полной гарантии идентичности работы двух форсунок.

Это обусловлено:

- быстротечностью процесса подачи топлива в камеру сгорания,
- резким изменением давления и скорости впрыска топлива, а также давления и температуры среды, в которую топливо впрыскивается,
- малым количеством топлива, подаваемым за один цикл,
- отсутствием сформулированного закона подачи топлива, так как до сих пор остаются не изученными количественные и качественные взаимосвязи между процессами подачи топлива, смесеобразования и сгорания.

Для решения этой задачи необходима методика, которая давала бы достоверную информацию о параметрах струи, образуемой при впрыске топлива форсункой, так как именно на основании идентичности образуемых струй топлива различными форсунками можно говорить об идентичной работе этих форсунок, что и требуется для повышения производительности двигателей внутреннего сгорания.

Примером такой методики является оценка распределение диаметров частиц топлива в струе по размерам.

Для определения качества распыления жидкости воспользуемся эффектом Ми [1], который заключается в следующем: 1) при увеличении радиуса частицы наблюдается увеличение интенсивности прошедшего излучения и уменьшения отраженного; 2) отношение интенсивностей отраженного и прошедшего излучения, измеренных под одинаковым углом, к падающему излучению, остается постоянным.

Литература:

1. Дейч М.Е., Филиппов Г.А. Газодинамика двухфазных сред. – М. Энергия, 1968. – 424с.

## **ЗАТОЧКА ТВЕРДОСПЛАВНЫХ РЕЖУЩИХ ИНСТРУМЕНТОВ**

Б.Н. Лапченко, магистрант гр. МТАП – 71,  
Н.П. Щербаков, к.т.н., доцент

Качество заточки инструмента непосредственно влияет на его стойкость, а следовательно, и на производительность. Особые свойства твердых сплавов, относительно высокая хрупкость и повышенная чувствительность к образованию трещин, требуют особо тщательного выполнения процесса заточки инструмента. Наиболее эффективным инструментом для обработки твердых сплавов являются круги из синтетических алмазов. Для предварительной заточки применяются круги карбида кремния зеленого. Характеристики кругов и режимы заточки выбирают в зависимости от марки затачиваемого твердого сплава. Окончательная заточка и вышлифовка стружечных канавок производится алмазными кругами. Рекомендации по выбору кругов и режимов резания, полученные на основе литературного обзора, производственных и экспериментальных данных приведены в таблицах.

Марка сплава	Характеристики круга			Скорость резания, м/сек.
	Твердость	Зернистость	Связка	
ВК6, ВК8	С1, СМ2	25 – 40	керамическая	18 – 22
T15K10	С2, СМ1	25 – 40	бакелитовая	22 – 26
T15K6	СМ1, СМ2	25 – 40	керамическая	15 – 18
MP4	С1, СМ2	25 – 40	бакелитовая	18 – 22
T30K4, МК306	М1, М2	25 – 40	керамическая	10 – 12

Соблюдение выше указанных рекомендаций по изготовлению твердосплавного металлорежущего инструмента обеспечивает его высокое качество и надежность при эксплуатации.

Вид обработки	Характеристики круга				Режимы резания		
	Марка алмаза	Зернистость	Связка	Концентрация, %	Скорость резания, м/сек.	Поперечная подача, мм/дв.ход.	Продольная подача, мм/мин.
Заточка твердосплавной части при жестком креплении инструмента	АС2, АС4	80/63-125/100	В2-01	100	20-25	0,05-0,06	2-3
Заточка твердосплавной части с касанием по стальной державке при: - жестком креплении инструмента  - ручной заточке	АС6	100/80-125/100	М2-01	100	15-20	0,05-0,08	2-3
	АС6	80/63-125/100	М2-01	150	25-30	ручная	ручная
Шлифование стружечных канавок при жестком креплении инструмента: - глубинное  - с вертикальной подачей круга	АС6	100/80-175/100	М2-01	150	15-30	0,4-0,6	0,2-0,5
	АС6	100/80-175/100	М2-01	100, 150	15-30	1,5-2,0	0,2-0,5

## РАЦИОНАЛЬНЫЕ ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ

Е.А.Раннев, студ.гр.ТАП-72

Н.П.Щербаков, к.т.н.,доцент

Твердые инструментальные сплавы являются одной из основных групп инструментальных материалов. Твердые сплавы в последнее время все больше начинают вытеснять быстрорежущие стали при изготовлении инструментов. Неправильно выбранная марка твердого сплава может привести к интенсивному износу и поломке режущей пластины.

Международной организацией ИСО все твердые сплавы условно разбиты по применению на три группы:

1 Группа Р – для обработки материалов, дающих сливную стружку (это в основном углеродистые и малолегированные конструкционные стали);

2 Группа М – для различных обрабатываемых материалов; это универсальные твердые сплавы, предназначенные для обработки труднообрабатываемых и высокопрочных материалов;

3 Группа К – для обработки материалов дающих стружку надлома (чугуны, закаленные стали, цветные металлы).

Каждая группа сплавов разделяется на подгруппы, обозначаемые номерами, причем по мере увеличения номера подгруппы возрастает прочность сплава и уменьшается износостойкость, то есть сплавы обозначенные малыми номерами предназначены для работы с большими скоростями резания и малыми сечениями среза, а сплавы с большим номером подгруппы – наоборот.

Ниже приведены наиболее рациональные области применения широко распространенных твердых сплавов.

Т15К6 (Р05,10,15,15,25). Получистовое точение при непрерывном резании, чистовое точение при прерывистом резании, нарезание резьбы токарными резцами и вращающимися головками. Получистовое и чистовое фрезерование сплошных поверхностей. Рассверливание и растачивание предварительно обработанных отверстий, чистовое зенкерование, развертывание и другие аналогичные виды обработки углеродистых, инструментальных и легированных сталей.

ВК6 (К10,15,20). Получистовое точение, предварительное нарезание резьбы, получистовое фрезерование сплошных поверхностей, рассверливание и растачивание отверстий, зенкерование серого чугуна, цветных металлов и их сплавов, а также неметаллических материалов.

ВК8 (М15,20,25,30). Черновое точение при неравномерном сечении среза и прерывистом резании, строгание, черновое фрезерование, сверление, черновое рассверливание, черновое зенкерование серого чугуна, цветных металлов и их сплавов, а также неметаллических материалов. Обработка нержавеющей, высокопрочных и жаропрочных труднообрабатываемых сталей и сплавов, в том числе сплавов титана.

Т5К10 (Р30,35,40). Черновое точение при неравномерном сечении среза и прерывистом резании, отрезка токарными резцами. Чистовое строгание. Черновое фрезерование прерывистых поверхностей и другие виды обработки углеродистых и легированных сталей, преимущественно в виде поковок, штамповок и отливок по корке и окалине.

Т30К4 (Р01,05,10). Чистовое точение с малым сечением среза, нарезание резьбы и развертывание отверстий термообработанных углеродистых, легированных и инструментальных сталей.

МР4 (М25,30,35). Черновое точение при неблагоприятных условиях стальных поковок, штамповок и отливок по корке с раковинами при наличии песка, шлака и различных неметаллических включений и наличии ударов. Стrogание углеродистых, легированных и нержавеющей сталей. Черновое фрезерование углеродистых, легированных и нержавеющей сталей.

T14K8 (P20,25,30,35). Черновое точение при равномерном сечении среза и непрерывном резании, полустачное и чистовое точение при прерывистом резании. Черновое фрезерование сплошных поверхностей. Рассверливание отверстий в литых и кованных заготовках, черновое зенкерование и другие подобные виды обработки углеродистых, инструментальных и легированных сталей.

ТТ7К12 (P45,50). Тяжелое черновое точение стальных поковок, штамповок и отливок по корке с раковинами при наличии песка, шлака и различных неметаллических включений, при неравномерном сечении среза и наличии ударов. Для всех видов строгания углеродистых и легированных сталей. Тяжелого черного фрезерования углеродистых и легированных сталей.

ВКЗ (K35,40). Чистовое точение с малым сечением среза, окончательное нарезание резьбы, развертывание отверстий и другие аналогичные виды обработки серого чугуна, цветных металлов.

## **ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ В ПРОИЗВОДСТВЕ ЛИТОГО ШТАМПОВОГО ИНСТРУМЕНТА**

Косик С.В. ст. гр. ЛП-81  
А.М. Гурьев, д.т.н., профессор

Кроме легирования и модифицирования существенное влияние на свойства стали оказывает способ выплавки стали. Одной из основных проблем, стоящей перед специалистами в черной металлургии, является улучшение качества стали, которое во многих случаях неразрывно связано с чистотой стали.

Получение высококачественной стали возможно металлургическими методами - раскислением, легированием, рафинированием и дегазацией, а также различными рафинирующими переплавами электронно-лучевой, электрошлаковой и др. Наиболее перспективным, в частности для получения литых штампов, является электрошлаковая технология (ЭШП, ЭШЛ), так как электрошлаковый рафинирующий процесс наиболее распространен в промышленности и имеет ряд преимуществ перед другими технологиями.

В процессе ЭШП под действием электрического тока, протекающего через ванну синтетического шлака, в ней генерируется тепло. Это тепло расходуется на поддержание шлака в расплавленном состоянии и на расплавление расходуемого электрода. В результате рафинирования активным шлаковым расплавом расплавляемый металл очищается от вредных примесей, газов, неметаллических включений, а последовательная, снизу вверх, кристаллизация слитка обуславливает формирование весьма плотной структуры.

Процесс ЭШП применяется в основном для производства слитков высоконагруженных инструментальных, нержавеющей, кислото- и жаростойких сталей некоторых марок, низколегированных сталей для поковок, жаропрочных сплавов, причем имеет место тенденция к увеличению как массы слитков, так и соответственно производительности агрегатов.

В случае проведения электрошлаковой тигельной плавки (ЭШТП) особой подготовки формы и поверхности расходуемого электрода не требуется. Возможно применение перемешивания по сечению и форме сваренного из кусков металла электрода. Метод ЭШЛ пригоден для получения отливок из любых материалов (сталей, сплавов, цветных металлов и их сплавов, чугуна с шаровидным графитом или высокопрочного и т.д.). Поэтому в каждом конкретном случае в качестве расходуемых электродов используют заготовки соответствующего химического состава.

Учитывая, что производство заготовок методами электрошлаковой технологии достаточно чистое, участки центробежного электрошлакового литья (ЦЭШЛ) или электрошлакового кокильного литья (ЭКЛ) наиболее целесообразно размещать, например, в термических, сварочных или ремонтных цехах. Создание участков электрошлакового литья на предпри-

ятях возможно при условии достаточной его загрузки. В ИЭС им. Е.О.Патона АН Украины разработано различное специализированное оборудование, позволяющее получать методами ЦЭШЛ и ЭКЛ самые разнообразные заготовки массой от килограмма до тонны и более.

Электрошлаковое литье основано на электрошлаковом процессе плавления расходуемого электрода. Электрод расплавляют с использованием теплоты, выделяющейся в электропроводном шлаке при прохождении через него электрического тока. Жидкий металл с оплавленного конца электрода погруженного в шлаковую ванну, поступает в литейную форму, не соприкасаясь с воздухом.

При ЭШЛ полностью исключается взаимодействие жидкого металла с материалом формы. Ванна расплавленного синтетического шлака, температуры которой обычно на 150-200°C выше температуры плавления металла электрода, служит активный рафинирующей средой и очищает жидкий металл от неметаллических включений и газов.

Рафинирование металла происходит при контакте металла с высокоактивным шлаком, в основном в пленке металла на оплавляющем конце электрода, а также при прохождении капель электродного металла через шлаковую ванну и на границе раздела шлака и металлической ванны. Изменения состав применяемого шлака, можно эффективно управлять избирательным рафинированием переплавляемого металла от тех или иных примесей, что является весьма важным преимуществом ЭШЛ перед другими процессами литья.

Отливка при ЭШЛ кристаллизуется в тонкой корочке шлакового гарнисажа, благодаря чему она имеет поверхность, как правило, не требующую последующей механической обработки.

## **ХИМИКО-ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА (ХТЦО) ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ**

М. Балабанов - аспирант  
А.М. Гурьев, д.т.н., профессор

Недостатками процессов традиционной ХТО являются их энергоёмкость и продолжительность. Диффузионное насыщение поверхности стали, чаще всего, производят при высокотемпературной изотермической или изотермически-ступенчатой выдержке с полной перекристаллизацией стали в аустенитное состояние. Это приводит к перегреву – структура и механические свойства, кроме твёрдости и износостойкости, ухудшаются. Есть и другие недостатки в технологии ХТО с высокотемпературной выдержкой в процессе насыщения, например, коробление от обычной ползучести.

Основной целью работы является изучение возможности повышения эксплуатационной стойкости и разработки технологии термической и химико-термической обработки штампового инструмента с применением ТЦО.

Для реализации этой цели в настоящей работе необходимо решить следующие задачи:

- провести исследование влияния и оптимизация основных параметров ТЦО и ХТЦО на физико-механические свойства инструментальных сталей,
- разработать оптимальные режимы при реализации процессов ТЦО и ХТЦО совмещенных с окончательной термической обработкой для получения необходимых свойств инструмента,
- изучить влияние ТЦО и ХТЦО на формоизменение (изменение размеров и коробления готового изделия) инструмента с целью минимизации шлифовки и заточки его рабочих поверхностей.

Процесс насыщения металла различными элементами состоит из трёх этапов: диссоциация молекул с образованием активных атомов, способных диффундировать в металл; адсорбции, т.е. присоединения и удержание поверхностью свободных активных атомов; диффузии – проникновения насыщающего элемента в глубь материала. Интенсификация ХТО возможна путём воздействия на указанные явления. На скорость диффузии, кроме темпера-

туры и легированности, влияют следующие параметры: размер аустенитного зерна (чем мельче зерно, тем быстрее протекает насыщение), наличие дефектов кристаллического строения (чем выше плотность дефектов, тем быстрее диффундирует насыщающий элемент), наличие градиента концентрации насыщающего элемента. Последнее создаётся нестационарностью и неоднородностью температурного поля. И чем выше отклонения от положения термодинамического равновесия, тем выше градиент концентрации и, следовательно, выше скорость распространения насыщающего элемента. В сталях, например, градиент концентрации углерода при изотермической цементации всегда направлен вглубь металла. И он постоянный при таком процессе. Скорость насыщения здесь определяется температурой и коэффициентом диффузии. Но при изменении температуры (охлаждении) поверхностные слои изделия охлаждаются быстрее, чем внутренние. Следовательно, в этом слое охлаждаемый аустенит будет менее способен растворять углерод. Зато более глубокие слои с более высокой температурой будут более склонны к растворению углерода. Таким образом, образуется мощный стимул массопереноса углерода из более "холодных" поверхностных слоёв в более "горячую" сердцевину. Аналогичным способом активизируются и другие процессы насыщения (азотирование, нитроцементация, борирование).

При ХТО активация атомов (ионизация) при нагреве сменяется дезактивацией при охлаждении. В процессе выдержки при постоянной температуре в насыщающей среде устанавливается некоторое, соответствующее данной температуре, равновесное состояние с определённым углеродным, азотным или углеродным потенциалом (в зависимости от вида ХТО). В этом смысле нагрев (особенно скоростной) предпочтительнее охлаждения и выдержки. Не случайно, поэтому ХТО с нагревом деталей ТВЧ с последующим охлаждением существенно ускоряет процесс насыщения

Основные недостатки традиционных способов ХТО во многом устраняются при совмещении этого процесса с термоциклической обработкой (ТЦО). Во-первых, те структурные изменения, которые получаются в результате ТЦО, как предварительной ТО перед обычной ХТО, представляется достаточно перспективным. Во-вторых, проведение ХТО в температурном режиме ТЦО является наиболее эффективным методом интенсификации химического насыщения поверхности деталей при одновременном улучшении их качества. В-третьих, использование ТЦО после ХТО в одном технологическом процессе исправляет перегрев (крупнозернистость) и другие дефекты структуры, получаемые обычно при высокотемпературной ХТО.

## **О ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ХИМИКО-ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ (ХТЦО) ДЛЯ УЛУЧШЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДЕТАЛЕЙ ДВС**

Балабанов М.С.-аспирант,  
Гурьев А.М., д.т.н., профессор

В решении комплекса проблем по повышению надежности работы машиностроительной техники и увеличению сроков ее службы важное место занимают вопросы повышения износостойкости и надежности работы трущихся деталей.

Исследованиями установлено, что в процессе эксплуатации происходит интенсивный износ узлов трения в результате высоких нагрузок, скоростей и температур, влияния агрессивных сред и вибрации. При этом наблюдаются не только изменения в размерах деталей, но и их физико-химических свойств, влияющих на первоначальное состояние материалов трущихся деталей.

За последнее время острота проблемы надежности (долговечности) трущихся деталей ДВС возросла, значительно расширился круг решаемых вопросов, резко повысились требования, предъявляемые к качеству подвижных деталей.

Рассматриваемое изделие - рычаг газораспределительного механизма двигателя БМД производства ОАО ХК «Барнаултрансмаш» - требует конструкторской и технологической доработки. В связи с этим предлагается отказаться от сборочной конструкции и перейти к монолитному исполнению (Рис1).

Необходимо решить проблему высокой точности и чистоты поверхности, а также получение в детали металла высокого качества. Задачу получения металла с высокими механическими свойствами можно решить за счет повышения пластичности и вязкости при сохранении высокой прочности.

Термическая обработка (ТО) может обеспечить оптимальные, с точки зрения условий эксплуатации изделия, свойства конструкционной стали, а стойкость детали во многих случаях определяется, главным образом, качеством ТО. Следовательно необходимо провести оптимизацию ТО.

Из многочисленных методов упрочнения металла химико-термическая обработка (ХТО) стали применяется в тех случаях, когда необходимо получить более твердую, износостойкую или красностойкую деталь с улучшенными механическими свойствами /8/.

Методы ХТО, изменяя диффузионным путем структуру поверхностного слоя, повышают прочность, износостойкость и теплостойкость конструкционного материала за счет образования при нагреве более устойчивых соединений (карбидов, нитридов, боридов и др.) /3/.

Наиболее распространенными методами диффузионного упрочнения являются цементация, нитроцементация и азотирование. Применяется также хромирование, силицирование, борирование и иногакомпонентное насыщение поверхностных слоев несколькими химическими элементами /7/.

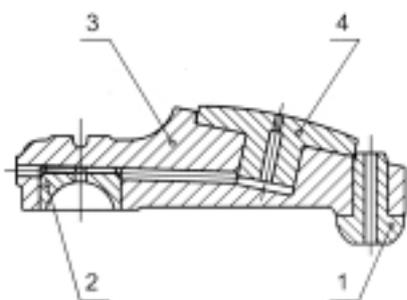


Рис.1 Сборочный чертеж рычага

- 1 - Ударник (45Х ГОСТ 4543-71); 2 - Опора (ШХ15 ГОСТ 801-78);  
3 - Рычаг (40Х ГОСТ 4543-71); 4 - Вставка (ШХ15 ГОСТ 801-78)

Борирование – диффузионное насыщение поверхности металла бором с образованием боридов железа  $Fe_2B$  и  $FeB$ , применяемое для повышения износо- и красностойкости изделий, а также работавших при пониженных температурах, знакопеременных и ударных нагрузках или в агрессивных и абразивных средах. Борированию подвергают любые стали. Преимущественное использование – упрочнение металлических

поверхностей, работающих на истирание /2/.

Кроме высокой твердости, борированный слой обладает хорошей антикоррозионностью /1/.

В последнее время для улучшения структуры сталей и повышения их механических свойств разрабатываются различные виды ТО металлов, основанные на использовании циклических тепловых воздействий, получивших название термоциклической обработки (ТЦО) /6/.

В отличие от других видов ТО структурные и фазовые превращения при ТЦО совершаются многократно при изменяющейся температуре нагрева-охлаждения. Необходимость многократного повторения обработки при заданных температурах как правило обусловлено стремлением накопить изменения, которые коренным образом улучшают качество изделий и придают им свойства, недостижимые при одноразовой ТО /4,5/.

ТЦО существенно повышает упругость, пластичность и вязкость сталей, тем самым повышая надежность и долговечность изделий. Для конструкционных сталей предел текучести увеличивается на 6-15%, показатели пластичности – на 10-25%, а ударная вязкость – на 70-110%, т.е. примерно в 2 раза /6/.

ТЦО эффективна для улучшения структуры и свойств сталей как простого, так и сложного химического состава /1/.

Легированные конструкционные стали находят широкое применение в машиностроении, т.к. легирующие элементы увеличивают прокаливаемость сталей, а ТЦО снижает проблему прокаливаемости и устраняет необходимость легирования сталей.

Общая закономерность влияния легирующих элементов на число термоциклов при ТЦО такова, что при увеличении процентного содержания легирующих элементов в стали увеличивается и необходимое число термоциклов /6/.

Изучению возможностей применения ТЦО с целью улучшения структуры и механических свойств сталей, а, следовательно, и повышения работоспособности деталей машин и инструмента уделяется в последнее время большое внимание как со стороны производства, так и со стороны науки. В результате разработан ряд новых технологий предварительной ТЦО, имеются сведения и об использовании ТЦО в качестве окончательной ТО. Однако выбор режимов ТЦО до сих пор ведется эмпирическим путем, а недостатками этих технологий является то, что повышение пластичности стали не сопровождается необходимым высоким уровнем ее прочностных свойств, а также то, что все ранее известные способы достаточно длительны во времени и трудоемки в исполнении /1/.

В настоящее время как в нашей стране, так и за рубежом проводятся исследования по разработке и использованию эффективных насыщающих сред с целью снижения температуры и продолжительности ХТО. Следует отметить при этом, что вопросы, связанные с интенсификацией процессов насыщения, в частности, конструкционных сталей, исследованы не полно /3/.

Таким образом, одним из возможных путей решения проблемы интенсификации процессов ХТО конструкционных сталей при реализации способа борирования из обмазок является проведение процесса насыщения в условиях циклического изменения температуры (применение метода ХТЦО).

Нужно отметить, что технологический процесс не требует дополнительного оборудования, материалов и высококвалифицированного персонала по сравнению с традиционной ТО. Процесс прост в осуществлении, легко автоматизируется и экологически безопасен /3/.

В связи с выше изложенным целью работы является повышение стойкости и снижение себестоимости изготовления рычага за счет изучения закономерностей структурообразования в конструкционных сталях в зависимости от температуры и времени насыщения поверхности бором, состава стали, последующей ТО.

#### Литература

1. Лейкин А.Е., Родин Б.И. Материаловедение: Учебник для машиностроит. Специальностей вузов.-М.: Высшая школа, 1971.-416с.
2. Полевой С.Н., Евдокимов В.Д. Упрочнение машиностроительных материалов: Справочник.-2-е изд., перераб. И доп.-М.: Машиностроение, 1994.-496с.
3. Сборник работ научно-технической конференции студентов, аспирантов и профессорско-преподавательского состава.-Барнаул: Изд-во АлтГТУ, 2000.-132с.
4. Тихонов А.С., Леушин И.Г. Термоциклическая обработка сталей, сплавов и композиционных материалов.-М.: Наука, 1984.-186с.
5. Федюкин В.К., Смагорский М.Е. Термоциклическая обработка металлов и деталей машин.-Л.: Машиностроение. Ленинград. отд-ние, 1989.-255с.
6. Федюкин В.К. Термоциклическая обработка сталей и чугунов.-Л.: Машиностроение, 1977.-384с.
7. Химико-термическая обработка металлов и сплавов: Справочник. Под ред. Ляховича.-М.: Металлургия, 1981.-424с.
8. Чумак Н.Г. Материалы и технология машиностроения.-М.: Машиностроение, 1971.-207с.

## СТРУКТУРА УМЗ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИПД.

Жданов А.Н.

В настоящее время большое внимание специалистов, занимающихся созданием новых материалов, вызывают наноструктурные материалы (НСМ) с ультрамелкозернистой структурой (УМЗ), полученных путем интенсивной пластической деформации (ИПД). Они активно исследуются и уже находят практическое применение. В НСМ часто изменяются фундаментальные, обычно структурно чувствительные характеристики, такие как упругие модули, температуры Кюри и Дебая, намагниченность насыщения и др. [1]. Это открывает перспективы улучшения существующих и создания принципиально новых конструкционных и функциональных материалов.

Размеры зерен в УМЗ материалах лежат в области от 100 Å до 1 мкм. На рис. 1 показана картина равноканального прессования. В цилиндрическое пространство загоняется металлический образец и проталкивается при определенных углах разворота до выхода. При этом создается большое всестороннее давление, препятствующее образованию трещин и пор. При этом происходит измельчение зерна и после нескольких проходов можно увеличить прочность материала в 3-4 раза при одновременном увеличении пластичности.

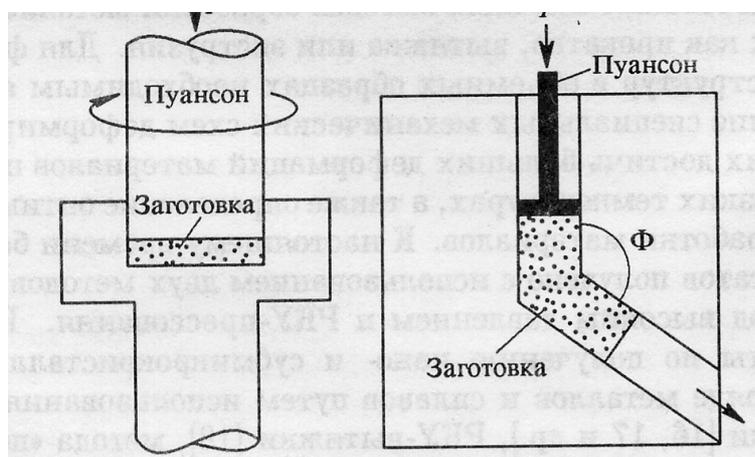


Рис. 1

Большой вклад в пластическую деформацию при комнатной температуре вносит проскальзывание по границам зерен (ГЗ) из-за несовершенства границ. Первым структуру такого явления исследовал Н. Хансен (Дания) [2, 3]. Структура зерен и субзерен, получающихся в результате ИПД является весьма сложной. Авторы [2, 3] видели несколько типов границ, возникающих при ИПД, рис. 2, 3.

1 – геометрически необходимые большеугловые границы (ГНБУГ),  
 2 – плотные дислокационные стенки (ПДС), эти стенки вводят, как правило, небольшие разориентировки,  
 3 – обычные стенки ячеек (ОСЯ),  
 4 – случайные обычные дислокационные границы (СОДГ), они представляют собой несовершенные дислокационные стенки,  
 5 – ламельные границы (ЛГ),  
 6 – границы блоков ячеек (ГБЯ).

явления исследовал Н. Хансен (Дания) [2, 3]. Структура зерен и субзерен, получающихся в результате ИПД является весьма сложной. Авторы [2, 3] видели несколько типов границ, возникающих при ИПД, рис. 2, 3.

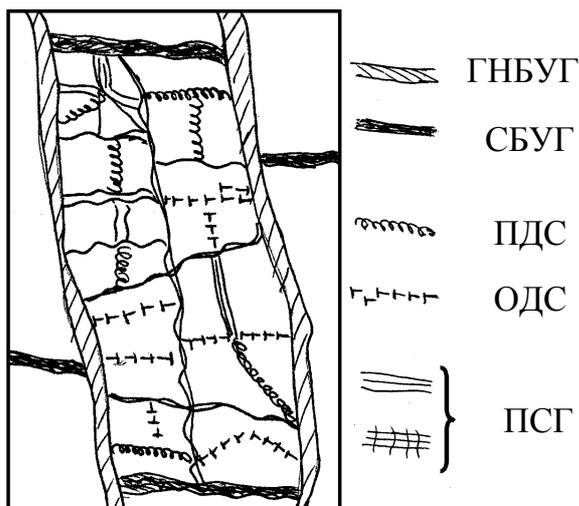


Рис.2. Схема УМЗ структуры металла. Показано зерно, окруженное большеугловыми границами и содержащее различные субграницы. ГНБУГ - геометрически необходимые большеугловые границы; СБУГ - случайные большеугловые границы; ПДС - плотные дислокационные стенки; ОДС - обычные дислокационные стенки; ПСГ - полосчатые субграницы (без дислокаций и с дислокациями)

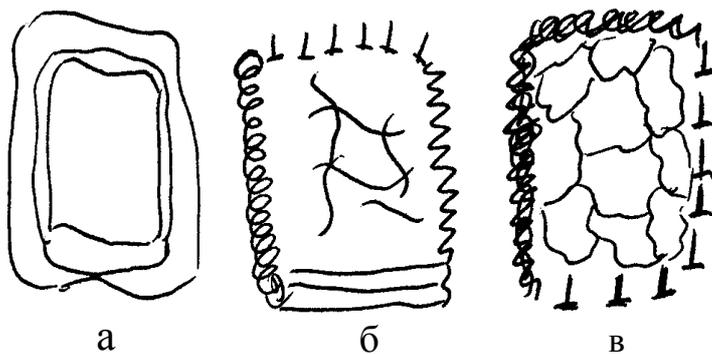


Рис.3. Схемы субзерен, ограниченные различными границами и содержащие различные дислокационные субграницы: а - бездислокационное субзерно, б - субзерно с сетчатой дислокационной структурой, в - с ячейками.

Последние типы границ являются несовершенными дислокационными границами, угол разориентировки которых возрастает в направлении от СОДГ до ЛГ и ГБЯ. Фактически ЛГ и ГБЯ являются границами фрагментов (субзерен), которые содержат внутри себя ячейки. В работах [2, 3] подчеркивается анизотропный характер ряда субзеренных образований.

Большая часть ультрамелких зерен разделяется малоугловыми границами на субзерна. Эти границы (рис. 2, 3) в свою очередь классифицируются на:

- 1) плотные дислокационные стенки, в которых отдельные дислокации почти не различимы (ПДС),
- 2) обычные дислокационные стенки (ОДС), в которых хорошо видна дислокационная структура,
- 3) прочие субграницы, которые имеют полосчатый контраст (ПСГ) и могут либо содержать, либо не содержать дислокации (рис. 3). Субзерна также имеют анизотропную форму.
- 4) Благодаря высокой степени деформации в материале происходит резкая перестройка всех примесей, которые захватываются дислокациями и выносятся в субграницы. Там происходит образование микрочастиц, которые и стабилизируют материал. Эти примеси образуются либо при захвате молекул газа (N, O) из окружающей среды, либо специально вводятся для закрепления материала.

#### Литература:

- 1) Р.З. Валиев, И.В. Александров. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000. – 272 с.
- 2) Bay B., Hansen N. Kuhlmann-Wilsdorf D. Deformation structures rolled pure aluminium // Mater. Sci. And Eng. – 1989. – V.A 113. – P. 385-397.
- 3) Wert S.A., Lin Q., Hansen N. Dislocation boundaries and slip systems // Acta metall. Mater. – 1995. – V. 43, № 11. – P. 4153-4163.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОНИЦАЕМОСТИ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИМСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫМ СИНТЕЗОМ

Панфилова В.Г. – студенты гр. ТМ-03, Ноянзина О.Е, Стоцкий А.А. – студенты гр. ТМ-04  
Бутыгин В.Б. – профессор, Степаненко Н.А. – доцент,  
Лебедева О.А. – инженер, Шакалов Г.П. – инженер, Тепкина Л.Н

Одним из современных прогрессивных методов получения пористых материалов является процесс получения их методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), который основан на экзотермичности реакций взаимодействия металлов и неметаллов, например,  $Ti + V$ . Другим видом получения пористых материалов в режиме горения является взаимодействие оксидов металлов с восстановителями. Чаще всего металлом-восстановителем является алюминий  $MeO + Al \rightarrow Me + Al_2O_3$

Основными параметрами метода контроля пористых материалов фильтрового назначения является общая пористость, проницаемость, прочность, скорость горения и др.

Физико-механические и другие свойства пористых материалов зависит от следующих факторов: химического состава, размера и форм частиц исходных порошков, температуры подогрева и скорости горения. Нами исследованы механические свойства и газопроницаемость на образцах полученных СВС – методом.

Образец: диаметр – 50мм, высота – 32мм, объём – 62,8см<sup>3</sup>, масса – 144г, плотность – 2,29г/см<sup>3</sup>

Т.к. известны объём и масса пористого тела (образца), а также плотность компактного материала, то пористость материала определяют по формуле

$$P = 1 - \frac{\rho}{\rho_k}$$

Где  $\rho$  – плотность пористого материала – г/ см<sup>3</sup>,

$\rho_k$  – плотность компактного материала

$P = 0,62$

Материалы: Ni – 80%, Al – 20% (никимид алюминия)

Определение ударной вязкости:

Образец: диаметр – 20мм, высота – 120мм

Материал: никелид алюминия, Ni – 80%, Al – 20%

$$K_C = \frac{K}{S_0}$$

Где  $K$  – работа удара

$S_0$  – начальная площадь поперечного сечения образца

$K = 2,65$ ,  $S_0 = 3,14$

$K_C = 0,84$

Испытание на осевое сжатие проводилось на разрывной машине P20

Образец №1 Материал – никелид алюминия.

Состав смеси: Ni – 80%, Al – 20%, диаметр – 50мм, длина – 35мм, осевое сжатие - Рос.сж = 2640кТ

Испытание на радиальное сжатие проводилось на разрывной машине P20

Втулка: диаметр наружный – 53мм, диаметр внутренний – 45мм, высота – 38мм, материал – никимид алюминия

Состав смеси: Ni – 80%, Al – 20%, радикальное сжатие – Ррад.сж =40кг.

Втулка: диаметр наружный – 53мм, диаметр внутренний – 33мм, высота – 35мм, радиальное сжатие –  $P_{рад.сж} = 8\text{кг}$ .

Важнейшим свойством пористых материалов, полученных СВС – методом является проницаемость. Газовая проницаемость определялась на приборе, применяемом в литейном производстве для определения газопроницаемости стержневых и формовочных материалов и смесей. Испытание на газопроницаемость проводилась на 2-х образцах.

Образец № 1. Материал – оксид железа. Состав смеси:  $\text{Fe}_2\text{O}_3 - 40\%$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3 - 40\%$ ,  $\text{AC} - 20\%$ , диаметр образца – 50мм, высота – 50мм, газопроницаемость –  $\Gamma=2450\text{ед}$ .

Образец № 2. Материал – никелид алюминия. Состав смеси:  $\text{Ni} - 80\%$ ,  $\text{Al} - 20\%$ , диаметр образца – 50мм, высота – 32мм, газопроницаемость –  $\Gamma=610\text{ед}$ .

Выводы:

Анализ результатов исследований показывает, что материалы, полученные по технологии СВС по своим механическим, гидрогазодинамическим показателям пригодны для получения пористых проницаемых изделий для фильтрации загрязнённых жидких и газовых сред.

## ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ СТАЛЬНОЙ ПРОВОЛОКИ

к.т.н., профессор Г.А. Околович, аспирант А.С. Семенчина

В результате любой пластической деформации происходят дробление и искажение зерен, т.е. перерождение кристаллической структуры стали и, следовательно, изменение ее механических и химических свойств.

Этот метод формоизменения приводит к деформации зерен, однако, эта деформация не является однородной ни в заготовке, ни в зерне, ни в элементарном масштабе.

Под влиянием холодной деформации (так же, как и горячей) сечение детали в результате пластического течения, происходящего в определенных направлениях, изменяется.

И в этом случае могут быть использованы понятия «направление течения» и «величина деформации». Если начальное и конечное поперечные сечения равны  $S_0$  и  $S$ , то степень холодной деформации определяется соотношением:

$$\varepsilon = \frac{S_0}{S} * 100\%$$

### Линии скольжения

Пластическое течение в металлах происходит, когда на некоторых плоскостях решетки превышает сопротивление сдвигу. В таком случае скольжение протекает по этим плоскостям в направлении наиболее плотной упаковки атомов. В феррите это направление является диагональю куба (111). При комнатной температуре скольжение в феррите наиболее часто происходит по плоскостям (123) и во вторую очередь (110) (112). При более низких температурах скольжение по двум последним плоскостям затрудняется (увеличивается твердость и хрупкость) до такой степени, что основным становится механизм деформации, а именно, двойникование.

Многообразие возможностей деформации феррита означает, что в пределах зерна линии скольжения редко бывают прямолинейными в противоположность аустениту. Ферритные зерна покрываются более или менее изогнутыми линиями, идущими по одному или нескольким средним направлениям. Если новая система линий скольжения пересекает образовавшуюся раннюю, то величину скольжения можно определить по сдвигу линий, возникших первыми.

### Деформация цементита

Цементит является хрупким карбодом и в нем легко образуются трещины, особенно если его частицы имеют продолговатую форму.

В сфероидизированном состоянии цементит имеет форму эллипсоидов или сфер различного размера и значительно меньше хрупок.

Трещины отчетливо видны в толстой сетке вторичного цементита, где они чаще всего располагаются поперек и реже вдоль пластинок. При больших степенях деформации раздробленные цементитные частицы разделяются, и эти микротрещины в микроскопическом масштабе ответственны за уменьшение плотности холодно-деформированной стали. Если расстояние между раздробленными цементитными частицами становятся достаточно большими, то полости могут заполняться более мягкой фазой, например, ферритом, при последующей рекристаллизации трещины могут завариваться. При уменьшении толщины цементитные частицы становятся менее хрупкими и могут изогнуться, не образуя трещин. Если пластинки в феррите ориентированы в направлении сжатия, то их изгиб напоминает двойникование. На микрофотографии показаны две такие полосы, в которых цементитные пластинки изогнуты или раздроблены. Эта склонность к быстрой сфероидизации может быть успешно использована в среднеуглеродистых или высокоуглеродистых сталях и даже в очень малоуглеродистых сталях для второй вытяжки, где прослойки третичного цементита представляют опасность. В последнем случае третичный цементит, который был раздроблен прокаткой, легко коагулирует во время отжига ниже  $A_{c1}$ .

## ПРОЦЕССЫ, ПРОТЕКАЮЩИЕ ПРИ НАГРЕВЕ ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННОЙ СТАЛИ

к.т.н., профессор Г.А. Околович,  
аспирант А.С. Семенчина

Если деформированную в холодном состоянии сталь нагревают до высоких температур, то в ней происходят структурные изменения, изменяющие ее свойства.

1. При температурах между  $50^{\circ}\text{C}$  и  $400^{\circ}\text{C}$  в стали выделяются карбиды и нитриды, которые влияют на ее механические свойства. Эти выделения декоррируют стенки дислокаций.
2. При температурах около  $480^{\circ}\text{C}$  микроструктура, видимая в оптическом микроскопе, не изменяется, но твердость начинает падать и в то же время начинают изменяться другие физические свойства; это – стадия возврата.
3. При  $500^{\circ}\text{C}$  в слабдеформированных зернах видна сетка субграниц; это – явление полигонизации.
4. При повышении температуры на несколько градусов появляются очень мелкие новые зерна и начинают расти; это – рекристаллизация.
5. При более высоких температурах (например  $700^{\circ}\text{C}$ ) и более продолжительном отжиге рекристаллизованные зерна растут, причем этот рост тем интенсивнее, чем меньше размер зерна после деформации.
6. При длительных выдержках ниже  $t_{A_1}$  происходит сфероидизация цементита.
7. При длительных выдержках ниже  $t_{A_1}$  протекает образование новых кристаллов, а именно, аустенитных зерен и одновременно растворение цементита.
8. Выше  $t_{A_3}$  аустенит является мелкозернистым. Эти зерна могут затем расти как после деформации после высокой температуры, так и без деформации. Этот рост может быть правильным или беспорядочным и сопровождаться дальнейшим изменением распределения и формы выделения.

### Полигонизация

Возврат является процессом восстановления механических и физических свойств наклепанного металла. Твердость феррита начинает падать при  $400^{\circ}\text{C}$ , но только в конце этого процесса внутри исходного зерна появляются субзерна, указывающие на полигонизацию. Эта полигонизация хорошо выявляется после холодной деформации с небольшими степенями обжатия. При больших степенях деформации подвергаются новые зерна со значительно меньшим искажением решетки, чем в наклепанных зернах – это явление рекристаллизации.

Указанные три процесса – возврат, полигонизацию и рекристаллизацию – часто трудно различить, т.к. их температурные области частично перекрываются.

При повышении температуры некоторые из дислокаций уничтожаются, а оставшиеся выстраиваются в дислокационные стенки, образуя границы субзерен (или блоков), которые теперь искажены в меньшей степени. В масштабе нескольких элементарных ячеек это явление может быть представлено как искривление решетки, которая полигонизируется при повторном нагреве. Эти субзерна близки к равновесному и противостоят поглощению рекристаллизованными зернами. Однако некоторые субзерна могут поглотить своих соседей путем рекристаллизации *in Situ* (в месте нахождения или рекристаллизация на месте).

Полигонизацию можно обнаружить с помощью рентгенограмм: в холодно – деформированном металле линии Дебая – Шеррера из – за фрагментации и изгиба кристаллической решетки, а пятна Лауэ имеют заметный астеризм. Линии Дебая – Шеррера полигонизованного металла становятся несколько тоньше, а пятна астеризма разбиваются на более мелкие.

Оптическая микроскопия позволяет наблюдать лишь довольно развитую стадию возврата, т.е. после образования дислокационных рядов. Последующая полигонизация придает ферритным зернам вид пчелиных сот. Полигонизованные зерна препятствуют рекристаллизации и образуют островки внутри рекристаллизованных зерен.

## ХАРАКТЕРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ РЕКРИСТАЛИЗАЦИИ

аспирант А.С. Семенчина  
к.т.н., профессор Г.А. Околович,

После достаточной степени деформации данное зерно металла подразделяется на небольшие области (блоки мозаики), в которых решетка более или менее искажена и разориентирована одна относительно другой. Накопленная энергия холодной пластической деформации очень высока. При нагреве такой структуры появляются центры рекристаллизации, и эти центры растут, т.е. атомы в окружающих блоках образуют решетку, подобную кристаллической решетке зародыша. Такие зародыши образуются вблизи наиболее искаженных участков холоднодеформированного феррита, например, вдоль линии скольжения либо около включений или раздробленного цементита.

Рекристаллизация заканчивается, когда зародыши вырастают до взаимного соприкосновения. Размер рекристаллизованного зерна является, таким образом, функцией числа зародышей, которое увеличивается с повышением степени холодной пластической деформации. Кроме того, зародыши являются тем более активными, чем больше степень холодной деформации. Это означает, что рекристаллизация может начаться при различных температурах. В случае больших степеней холодной пластической деформации, например, выше 50% рекристаллизация начинается приблизительно при 500<sup>0</sup> С. При небольших степенях холодной деформации (от 15 до 20%) искажения невелики и в промышленных мягких сталях рекристаллизация начинается только при 650<sup>0</sup>С.

Для некоторых величин холодной пластической деформации (порядка 10% и менее), когда исходные зерна очень мелкие, число зародышей рекристаллизации очень мало, а получаются зерна очень больших размеров. Ниже этой критической степени холодной деформации (критической деформации) рекристаллизация больше не протекает даже при температурах выше 700<sup>0</sup>С; критическая деформация расположена на границе между крупными и мелкими наклепанными и полигонизованными зернами. Таким образом, в зависимости от степени холодной деформации и температуры рекристаллизованные зерна имеют различные размеры. Следует отметить, что в этих образцах промышленной стали, так же как и других сплавов, граница между крупными и мелкими зернами всегда находится около края с наименьшей степенью холодной деформации, тогда как размер зерна постепенно уменьшается в сторону наибольших степеней деформации. Видно также, что критическая деформация тем

выше, чем ниже температура отжига. Крупные рекристаллизованные зерна останавливаются у строя мелких полигонизованных зерен, которые противостоят поглощению.

Отжиг при температуре выше точки  $A_{c1}$  не разрушает крупных зерен, несмотря на наличие зерен аустенита. Если доля аустенита невелика, то после охлаждения видны только небольшие зерна «нового» феррита, которые соответствуют ранее существовавшему аустениту и обособлены в крупных зернах «старого» феррита или расположены на границах зерен (островки феррита). На микрофотографии показано поле с полигонизованным «старым» ферритом, рекристаллизованным «старым» ферритом и «новым» ферритом, содержащим участок перлита, образованного во время охлаждения из соответствующего участка аустенита. Если содержание аустенита после отжига велико (например, 70%), то островки «старого» феррита, еще не растворившиеся при температуре отжига, имеют вогнутую многоугольную форму, аналогичную форме областей наклепанного феррита, оставшегося во время рекристаллизации. При охлаждении ориентации решеток «старого» и «нового» феррита совпадают.

Так как это явление эпитаксии повторяется во всей смешанной структуре из  $\alpha$ - и  $\gamma$ - зерен, новые кристаллы принимают ту же форму, что и старые, и, в частности, крупные зерна, появившиеся в зоне критической деформации во время повторного нагрева, при охлаждении возникают снова. Поэтому для подавления образования крупных зерен, соответствующих критической деформации, необходим нормализационный отжиг, так же как для подавления выделений в полигонизованных зернах, которые ниже  $A_{c3}$  все же имеют следы линий скольжения.

Миграция границ зерен, являющаяся основным механизмом рекристаллизации, может быть замедлена или даже остановлена либо препятствиями относительно большого размера (цементитными пластинками), либо очень мелкими выделениями (округлыми карбидами, субмикроскопическими окислами и нитридами). Таким образом, рекристаллизация зависит от чистоты стали. Если препятствие велико, то рост зерен весьма ограничен.

## **ШТАМПОВЫЕ ВЫСОКОХРОМИСТЫЕ СТАЛИ X6ВФ И X12М**

Охрименко А. А. - аспирант  
Евтушенко А.Т - профессор,

В процессе развития машиностроительного производства одним из основных направлений является создание новых высококачественных материалов, в число которых входят штамповые стали. Так же возникает потребность в улучшении основных и технологических используемых свойств. Это достигается разработкой новых режимов термической обработки.

В связи с повышением производительности машиностроительных предприятий применение наиболее прогрессивных инструментальных сталей, а так же развитие и совершенствование их термообработки является важной задачей для научнотехнических работников, специализирующихся в области инструментальных материалов.

Инструментальные стали – это большая группа сталей, обладающих высокой твердостью и износостойкостью, которые необходимы для обработки материалов резанием или давлением.

Наиболее характерной и многочисленной группой по структурному признаку являются заэвтектоидные и ледебуритные стали. Высокохромистые стали (3-18% Cr и 1-2,2%С) относятся к этой группе, так же имеет в своём составе повышенное содержание ванадия.

Они имеют после закалки твёрдую металлическую составляющую (мартенсит) и распределённые в ней ещё более твёрдые карбиды. Эти стали подвергают отпуску на достаточно высокую твёрдость (59-63HRCэ), в результате которого структура состоит из мартенсита и выделившихся дисперсных карбидов.

При классификации по теплостойкости стали Х12М и Х6ВФ занимают место в списке полутеплостойких сталей. Они приобретают высокую твёрдость в результате мартенситного превращения при закалке. При отпуске 250-400°С в них выделяется легированный цемент и карбиды хрома (М23С6, М7С3) с большей устойчивостью против коагуляции; это позволяет сохранить повышенную твёрдость до более высоких температур.

Химический состав сталей Х12М и Х6ВФ представлен в таблице 1 согласно ГОСТ 5950-73

Таблица 1

Сталь	С	Cr	Mo	W	V
Х12М	1,45-1,7	11,0-12,5	0,4-0,6	-	0,15-0,3
Х6ВФ	1,05-1,14	5,5-7,0	-	1,1-1,5	0,5-0,7

Примечание: во всех сталях <0,4%Si, <0,35%Mn, <0,35%Ni, <0,03%PuS.

Из-за высокого содержания хрома и углерода происходит образование большого количества хромистых карбидов. Для сталей Х12М и Х6ВФ основным является карбид М7С3 в количестве до 18-27%.

Значительное количество избыточных карбидов, расположенных в виде строк или сетки приводит к снижению прочности, ударной вязкости и увеличению анизотропии свойств. Вместе с тем, эта особенность структуры высокохромистых сталей предопределяет их основное технологическое преимущество – высокую износостойкость. Содержание в составе сталей таких легирующих элементов как вольфрам, молибден и ванадий способствует некоторому улучшению распределения карбидной фазы, расширяет температурные интервалы аустенизации и несколько повышает прочностные свойства.

Неоднородность в распределении карбидов значительна; она усиливается с увеличением сечения проката (поковок) и содержание хрома и углерода. В следствие этого механические свойства в крупных сечениях диаметром >40-50мм понижаются.

При повышении температуры закалки растворение карбидов М7С (и М23С6) и концентрация углерода и хрома в твёрдом растворе значительно возрастают. Поэтому значительнее чем в других сталях, снижаются температура превращения и расчёт количества остаточного аустенита.

Твёрдость с повышением температуры закалки тоже растёт до некоторого максимума, при котором сохраняется мелкое зерно стали.

При закалки с более высоких температур понижаются твёрдость, вследствие увеличения количества остаточного аустенита и прочность из-за роста зерна. Однако при отпуске стали, закалённой с высоких температур, растёт её твёрдость и устойчивость против нагрева. Такая обработка оправдывается в редких случаях.

Сталь Х6ВФ по структурному признаку – заэвтектоидная, но из-за ликвидации в литом металле могут быть участки эвтектики. Содержание углерода в перлите 0,45-0,5%. Количество избыточных карбидов 8-10% (отпуск при 150-160°С). По сравнению со сталью Х12М эта сталь имеет: лучшую ковкость, меньшую карбидную неоднородность (примерно на 1 балл) больше прочность и вязкость вследствие более однородного распределения и меньшего количества карбидов. Устойчивость переохлаждённого аустенита особенно в бейнитной области и прокаливаемость повышенные, но ниже чем у стали Х12М. Максимальная твёрдость и зерно балла 10-11 обеспечивается при закалке с 950-980°С. Твёрдость можно увеличить повышением температуры закалки до 1050°С однако при этом снижается прочность и вязкость.

Сталь Х12М по структурному признаку ледебуритная; в литом состоянии присутствует эвтектика скелетообразной формы по границам зёрен. Она труднее раздробляется горячей деформацией, чем сетка карбидов стали Х6ВФ. Поэтому ковкость стали Х12М ниже чем у Х6ВФ. Наряду с карбидом М7С3 и в небольшом количестве может присутствовать карбид М23 С6. После отпуска при 150°С количество карбида 12-15% (объёмная). Так как износостойкость и теплостойкость стали Х12М выше чем у Х6ВФ её используют при деформиро-

вании более твёрдых металлов в условиях повышенного изнашивания и без значительных динамических нагрузок.

При закалке поведение стали X12M следующее. С повышением температуры нагрева с 950 до 1200°C количество избыточных карбидов резко уменьшается: с 9 до 3%. Концентрация углерода в растворе возрастает с 0,3 до 0,9%

После закалки на мелкое зерно в мартенсите содержится 0,45-0,5%С. Температура начала мартенситного превращения при повышении температуры закалки снижается, а количество аустенита возрастает до 90%.

Твёрдость стали X12M достигает максимального значения (61-63HRCэ) после закалки с 980-1020°C; сталь сохраняет при этом зерно балла 10 и 15-20% аустенита.

При большем увеличении температуры закалки твёрдость снижается до 50-55HRCэ, и ниже из-за резкого повышения количества аустенита. Также с повышением температуры нагрева прочность снижается, вследствие роста зёрен и влияния аустенита.

Устойчивость переохлаждённого аустенита стали X12M достаточно высокая. Характерно её возрастание в бейнитной области; содержание молибдена дополнительно повышает устойчивость аустенита в перлитной области. При закалке с 1010-1040°C сталь X12M прокаливается в сечении >200мм при охлаждении в масле и на воздухе.

В инструментах из стали X12M можно получить, но лишь в продольном или поперечном направлении, почти нулевую деформацию при определённых условиях закалки и отпуска. Эта операция носит название тепловой доводки.

При большом повышении температуры закалки объём и размеры уменьшаются из-за увеличения количества аустенита. Частичный распад мартенсита при отпуске 150-300°C уменьшает объём и размеры закаленной стали, а превращение аустенита при 400-500°C их увеличивает. Возможно применение тепловой доводки так же и для стали X6ВФ. Получение небольших объёмных и линейных изменений при закалке является важным технологическим преимуществом сталей X6ВФ и X12M.

В настоящее время высокохромистые стали X6ВФ и X12M находят очень широкое применение в инструментальном производстве. При обширном преимуществе по износостойкости этих сталей имеют место такие недостатки как трудная деформируемость при ковке, затруднительная обработка резанием и самая большая неприятность – карбидная неоднородность, особенно в крупных сечениях. Поэтому возникает потребность в усовершенствовании и разработке новых режимов термической обработки и горячей деформации высокохромистых сталей, при которых уменьшается влияние указанных недостатков на основные и технологические свойства инструмента.

## Оглавление

Сплав X15M5Ю3 (Ni) – как наплавочный материал.

Бутыгин В.Б. – профессор, Степаненко Н.А. – доцент, студенты группы ТМ- 04 Волкова С.С.,  
Примак Е.В. .... 3

Исследование износостойкости быстрорежущей стали Р6М5 после плазменной наплавки

Бутыгин В.Б. – профессор, Демидов А.С. – аспирант, Онегов С.А., Попов А.П. – студенты гр. ЭМ – 02 ..... 6

Исследование микроструктуры плазменной наплавки из стали Р6М5.

Бутыгин В.Б. – профессор, Демидов А.С. – аспирант, Степаненко Н.А. – доцент, студенты гр. ТМ – 03 – Чернов А.В, Антошкин С.В. .... 7

Использование сплава В15М15(Сo) в качестве наплавочного материала для штампов горячего деформирования.

Бутыгин В.Б. – профессор, Степаненко Н.А. – доцент, Студенты гр. ЭМ-02, Усольцев Н.В, Гурба Ю.С..... 9

Поверхностное упрочнение спирального сверла – важный фактор повышения износостойкости его режущих элементов.

студ. гр. ТМ-03 Кряжев Д.Ю., к.т.н., доцент Кряжев Ю.А.....	10
Особенности процессов карбонитридообразования рафинированных чугунов. Брылова Т.Б. (РИИ АлтГТУ, г. Рубцовск ).....	11
Поверхностное упрочнение полутеплостойких штамповых сталей карбоборированием (бороцементацией). Гурьев А.М., д.т.н., профессор, Малькова Н. студент гр. ЛП-7114	
Резцы с пластинами из окисно-карбидной керамики марки ВОК-60 Хоменко В.А., д.т.н., профессор., Щербаков Н.П. к.т.н., доцент, Лапченко Б.Н., магистрант гр. МТАП – 71.....	15
Измерение электрофизических характеристик электрообогревателей из композиционного материала. Халин М.В., д.т.н., профессор; Белоусов Р.Н., аспирант; Строков М.Н., аспирант; Шилов А.В., аспирант; Каширин В.В., студент гр. ИИТ-72 .....	16
Структурные особенности и свойства силуминов после их обработки электронным лучом. Посылкин Ю.С. – студент гр.СП-72, Кровяков К.С. – научный руководитель	17
Термическая обработка титановых сплавов в различных средах Ерогова Л. и Малькова Н. - студентки гр. ЛП-72, Огневой В.Я. - профессор	18
Структурное упрочнение алюминиевых сплавов Матецкий Д. - студент гр. ОМД-72, Огневой В.Я. - профессор	19
Термическая обработка $\alpha$ и $\alpha+\beta$ латуней Лебедев М.Н. - студент гр. СП-72, Огневой В.Я. - профессор	20
Стекло Зубков И. - студент гр. ОМД-71, Огневой В.Я. - профессор	21
Влияние борирования на ТЭДС углеродистых сталей Калинин В.А. - студент гр. ДВС-81 Огневой В.Я. - профессор	22
Листовые стали в автомобилях ВАЗ Веремьев И. и Костюков Е. – студенты гр. ДВС-01, Огневой В.Я. - профессор	22
Керамические композиционные материалы Гаськов К., Лазарев А. - студенты гр. ДВС-01, Огневой В.Я. - профессор	23
Применение керамики в машиностроении Чопенко Д.А., Терешкин К.М. - студенты гр. ДВС-01, Огневой В.Я. – профессор	24
ТО и ТМО обработка алюминиевого сплава 1420 Качаринский М. – студент гр. ДВС-02 Огневой В.Я. – профессор	25
Стали и сплавы для постоянных магнитов Курбатов А. – студент гр. ДВС-02, Огневой В.Я. – профессор, Евтушенко А.Т. - профессор	27
Термическая обработка титановых сплавов Чинчевой В. - студент группы ДВС-02, Огневой В.Я. – профессор, Евтушенко А.Т. - профессор	27
Аустенитно-ферритная коррозионноустойчивая сталь для высокопрочной проволоки Сидельников Д., Ненашев Е. – студенты гр. ДВС-01, Огневой В.Я. - профессор	29
САПы Селиверстов А. – студент гр. ДВС-02, Огневой В.Я. – профессор	30
Применение электрообогревателей из композиционного материала для удаления обледенения с крыш зданий Халина Т.М., к. т. н., доцент; Марсов В.Ю., аспирант; Жуйков А.В., аспирант; Шилов А.В., аспирант; Дорош А.Б., студент гр. ИИТ-72, Мерцалов И.В., студент гр.ИИТ-81	31
Применение шародуговой сварки в котлостроении Перлов С.Н. аспирант каф. «МБСП».Чепрасов Д.П.,Иванайский Е.А.- научные руководители	32
Аналитическое представление усреднённых значений сопротивлений деформации сдвига углеродистых сталей. Карпов С.В., доц., канд. техн. наук; Вражкин А.С.....	34
Оценка влияния величины турбулентности на получаемое распределение по скоростям при распыливании топлива форсунками. Еськов А.В. ктн, Карпов И.Е. ....	36
К вопросу о повышении точности оценки качества распылителей Карпов И.Е.....	37
Заточка твердосплавных режущих инструментов Б.Н. Лапченко, магистрант гр. МТАП – 71, Н.П. Щербаков, к.т.н., доцент	38

Рациональные области применения твердых сплавов	
Н.П.Щербаков, к.т.н., доцент, Е.А.Раннев, студ.гр.ТАП-72.....	40
Электрошлаковая технология в производстве литого штампового инструмента	
А.М. Гурьев, д.т.н., профессор, Косик С.В. ст. гр. ЛП-81 .....	41
Химико-термоциклическая обработка (ХТЦО) инструментальных сталей и сплавов	
А.М. Гурьев, д.т.н., профессор, М. Балабанов - аспирант .....	42
О возможности использования химико-термоциклической обработки (ХТЦО) для улучшения механических свойств деталей ДВС	
Балабанов М.С.-аспирант, Гурьев А.М., д.т.н., профессор.....	43
Структура УМЗ материалов, полученных ИПД.	
Жданов А.Н. ....	46
Исследование проницаемости и механических свойств пористых материалов полученных методом самораспространяющимся высокотемпературным синтезом	
Бутыгин В.Б. – профессор, Степаненко Н.А. – доцент, Лебедева О.А. – инженер, Шакалов Г.П. – инженер, Тепкина Л.Н, Панфилова В.Г. – студенты гр. ТМ-03, Ноянзина О.Е, Стоцкий А.А. – студенты гр. ТМ-04.....	48
Пластическая деформация при волочении стальной проволоки	
к.т.н., профессор Г.А. Околович, аспирант А.С. Семенчина....	49
Процессы, протекающие при нагреве пластически деформированной стали	
к.т.н., профессор Г.А. Околович, аспирант А.С. Семенчина....	50
Характерные особенности рекристаллизации	
к.т.н., профессор Г.А. Околович, аспирант А.С. Семенчина....	51
Штамповые высокохромистые стали Х6ВФ и Х12М	
Евтушенко А.Т - профессор, Охрименко А. А. - аспирант .....	52