

УДК 53.043

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЯХ ПРИ ОБРАБОТКЕ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ТОКОМ

Ю.В. Баранов

Институт машиноведения РАН, Россия, Москва

Исследование структуры карбидов, выделяющихся из мартенсита при обработке импульсным электрическим током (ИЭТ)

Количественный микрорентгеноспектральный анализ проводили на установке ComebaX – MBX -1. Электронномикроскопическое исследование структуры карбидов выполняли на растровом электронном микроскопе МРЭМ-100 с обработкой микрофотографий на анализаторе изображений «Микро-Свит-ИМАШ-20-78» (разработка ИМАШ РАН – ИКИ РАН). Металлографическое исследование структуры сталей выполняли на микроскопе «Neophot-10». Рентгеноструктурный и фазовый анализ проводили на дифрактометре «ДРОН-УМ-2» с автоматической обработкой результатов измерений на ЭВМ.

Химический состав сталей Р6М5 и Р18 в состоянии поставки представлен в таблице.

Материал Сталь	Содержание элементов, % масс				
	C	W	Mo	Cr	V
Р6М5	0,8-0,9	5,5-5,6	5,0-5,5	3,8-4,4	1,7-2,1
Р18	0,7-0,8	17-18,5	1	3,8-4,4	1,0-1,4

Исследования микроструктуры исходного образца стали Р18 в режиме вторичных электронов и в режиме обратно отраженных электронов выявили наличие двух фаз: матрица (серый фон) и светлые выделения, вытянутые в одном измерении. Судя по изображению в обратно отраженных электронах можно констатировать наличие третьей структурной составляющей - более темной, чем фон, структурной составляющей, непосредственно примыкающей к светлому выделению и существующей отдельно от них. Размеры светлых выделений составляют порядка десятка микрометров и менее. Микрорентгеноспектральный анализ исследуемой площади исходного образца показал наличие характерных спектров Fe, W, Cr, V, Mo.

С целью изучения структурного и фазового составов светлых выделений было исследовано распределение основного компонента железа и легирующих добавок W, Cr, V, присутствующих в наибольшей концентрации по площади образца в характеристическом излучении этих элементов. Соответствующие карты распределения показали, что W и в меньшей степени Cr концентрируются в светлых выделениях. Светлые выделения обеднены железом. На основании проведенных исследований можно предположить, что светлые выделения представляют собой пластинки карбидов W, Cr, V и Mo. Учитывая плотности Cr - 7,18 г/см³, Fe - 7,85 г/см³ и W- 19,3 г/см³, ускоряющее напряжение 20 кэВ, можно определить глубину проникновения излучения в образец в данной точке, которая составляет 0,5-1,4 мкм. Следовательно, толщина пластинок светлых выделений составляет менее 0,5 мкм. Исследование распределения W и Fe в режиме линейного сканирования показало, что

концентрация W в светлых выделениях выше, чем в матрице и практически не изменяется в темной составляющей структуры. В то же время наблюдается уменьшение концентрации Fe по отношению к содержанию в матрице как в светлых, так и в темных структурных составляющих.

Таким образом, результаты микрорентгеноспектрального анализа в точке как в режиме линейного сканирования, так и в режиме картирования в характеристическом излучении соответствующих элементов, указывают на полное совпадение с результатами микрорентгеноспектрального анализа в исследуемом участке образца, подтверждая предположение о том, что светлые выделения представляют собой скорее всего пластинки карбидов W, Cr, V типа Me_3C , MeC , Me_7C_3 , $Me_{23}C_6$ и др. Исследования быстрорежущей стали после электроимпульсной обработки в режиме вторичных и обратно отраженных электронов показали, что в отличие от образцов в исходном состоянии в матрице обработанных образцов присутствует выделения трех фаз:

«Светлая фаза»; «Темная фаза»; «Серая» относительно матрицы, ранее не обнаруживаемая на образцах в исходном состоянии.

Качественное сравнение показало, что количество всех выделившихся фаз, оцениваемое по площади, занимаемой фазой на выбранном участке шлифа, в образце, подвергнутом электроимпульсной обработке больше, чем в исходном необработанном образце. Исследование этого же участка образца в режиме картирования распределения по площади легирующих элементов в соответствующем характеристическом излучении показало, что: 1) Все три фазы обеднены по железу; 2) «Светлая фаза» обогащена вольфрамом; 3) «Темная фаза» обогащена хромом; 4) «Серая» относительно матрицы фаза обогащена ванадием.

Исследования распределения Fe, W, Cr, V в соответствующих характеристических излучениях в режиме линейного сканирования подтверждают предыдущие выводы. На основании этих анализов можно полагать, что: 1) «Светлая фаза» скорее всего соответствует карбиду вольфрама; 2) «Темная –фаза» - карбиду хрома; 3) «Серая фаза» - карбиду ванадия.

Таким образом, электроимпульсная обработка быстрорежущей стали приводит к образованию большего по сравнению с обычной, термообработкой количества карбидных фаз, появлению в структуре большего количества карбидов ванадия. Структура выделяющихся карбидов W, Cr, Mo, V имеет вид MeC , Me_3C , Me_7C_3 , $Me_{23}C_6$ и др. Толщина карбидных образований - пластинок менее 0,5 мкм, размер - не более 10 мкм (в исходном состоянии). Обработка приводит к уменьшению размера карбидов, что иллюстрируют рис.3 – 7.

Исследование влияния размеров карбидных фаз на физико-механические свойства стали Р6М5 после обработки ИЭТ

Исследование проводили на образцах закаленной по стандартной технологии стали Р6М5, подвергнутой обработке ИЭТ. Платинородиевой термопарой регистрировали температуру нагрева образца при воздействии электрического тока. Скорость нагрева определяли с помощью запоминающего осциллографа. После обработки на растровом электронном микроскопе исследовали карбиды на предварительно протравленных в азотной кислоте образцах. Обработку данных проводили на анализаторе изображений «Микро - Свит».

Изменения микротвердости Н, ударной вязкости а и интенсивности изнашивания J в зависимости от температуры Т при постоянной длительности нагрева 0,12 с (для n = 5) представлены на рис.1. Хорошо видно, что при температуре 150° С интенсивность изнашивания оптимальна. На рис.2 и 3 представлены изменения

концентрации C легирующих компонентов W , Mo , V , в мартенсите стали Р6М5, суммарной объемной доли V_{Σ} карбидной фазы и с площадью частиц карбида $0,32 \text{ мкм}^2$ - $U_{0,32}$ в зависимости от температуры T нагрева при тех же условиях обработки. Так как интенсивность изнашивания J минимальна при температуре 150°C , то в дальнейшем исследовали образцы, обработанные током при этой температуре.

Важной информацией являются данные об изменении упомянутых характеристик стали Р6М5 в зависимости от скорости нагрева V_H и числа термоциклов обработки n . Результаты графически представлены на рис.4 – 7. Хорошо видно, что увеличение числа термоциклов обработки существенно влияет на объемную долю карбидов при скоростях нагрева более 400 градусов в секунду. Общее количество карбидов при этом несколько меньше, чем при одном термоцикле, вплоть до $V_H=1550$ градусов в секунду. Затем увеличение числа циклов повышает количество карбидов при $V_H > 1500^\circ \text{C/с}$. Увеличение n существенно снижает количество крупных карбидов и увеличивает долю мелких карбидов. При $V_H \approx 250^\circ \text{C/сек}$ наблюдается увеличение доли мелких карбидов, как при $n = 1$, так и при $n = 5$.

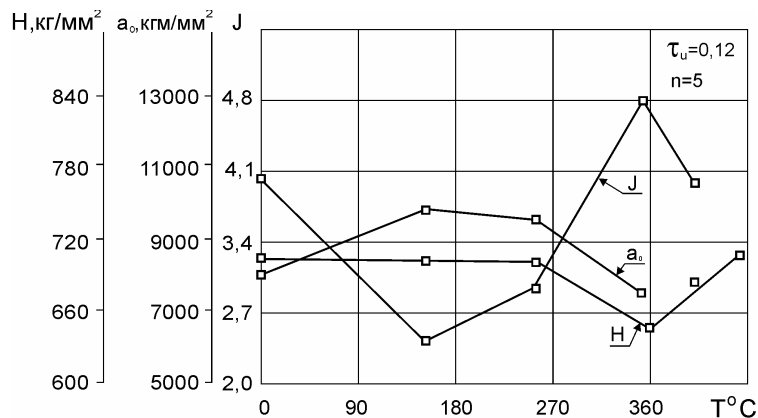


Рис. 1. Изменение интенсивности изнашивания J , ударной вязкости a_0 и микротвердости H в зависимости от температуры нагрева $T^\circ \text{C}$ импульсным электротокном (длительность импульса $\tau=0,12 \text{ с}$, число термоциклов= 5)

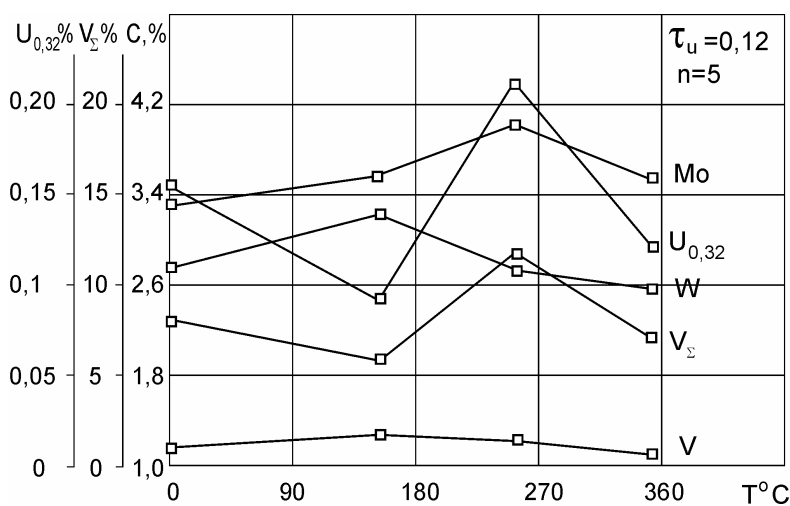


Рис. 2. Изменение концентрации легирующих элементов W , Mo и V в мартенсите C , (% вес), общей концентрации карбидов V_{Σ} с размером (площадью) $0,32 \text{ мкм}^2$ - $U_{0,32}$ в зависимости от температуры нагрева $T^\circ \text{C}$ (длительность импульса тока $\tau=0,12 \text{ с}$, число термоциклов $n=5$)

Сопоставление графиков изменений концентрации легирующих компонентов вольфрама, молибдена и ванадия в мартенсите с общей объемной долей карбидов V_{Σ} , рис.2, позволяет сделать вывод о предпочтительном выделении карбидов вольфрама и ванадия при обработке током, поскольку графики C_W , $C_V=f(T^{\circ}C)$ и $V_{\Sigma} = f(T^{\circ}C)$ обратно пропорциональны. Уменьшение V_{Σ} связано с увеличением C_W , C_V и наоборот. Уменьшение концентрации W и V в мартенсите приводит к увеличению количества аналогичных карбидов в матрице. Минимально определяемая площадь отдельного карбида, равная $0,16 \text{ мкм}^2$ обусловлена разрешающей способностью анализатора изображений "МикроСвит". На шлифе имелись карбиды более мелких размеров. Их вклад и учитывается в общей доле V_{Σ} . Анализ приведенных данных при действии импульсов тока позволяет сделать вывод о распределении концентрации легирующих компонентов W, Mo и V в мартенсите, выделении мелких карбидов и растворении при $n=5$ крупных карбидов с размером более 1 мкм^2 .

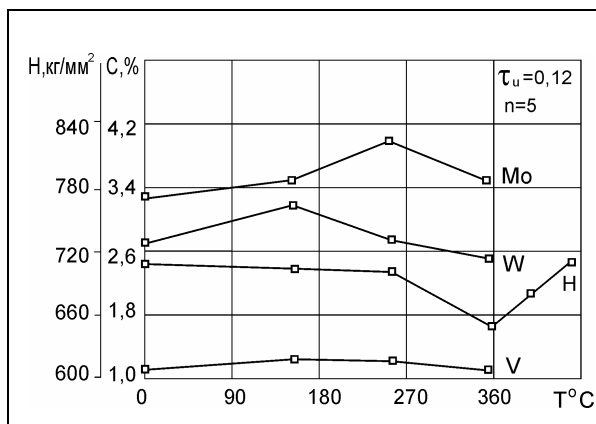


Рис.3. Изменение концентрации легирующих элементов W, Mo и V в мартенсите C, (% вес) и микротвердости H в зависимости от температуры нагрева $T^{\circ}C$ (длительность импульса тока $\tau=0,12$ с, число термоциклов $n=5$)

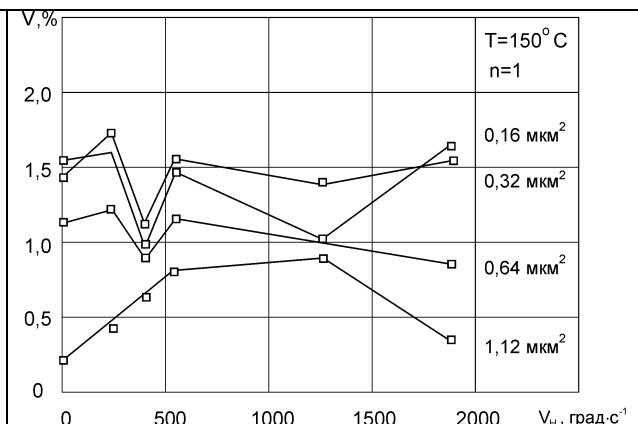


Рис.4. Изменение концентрации карбидов V различного размера ($S=0,16 \text{ мкм}^2, 0,32 \text{ мкм}^2, 0,64 \text{ мкм}^2, 1,12 \text{ мкм}^2$) в зависимости от скорости нагрева V_n (температура нагрева $150^{\circ}C$, один термоцикл)

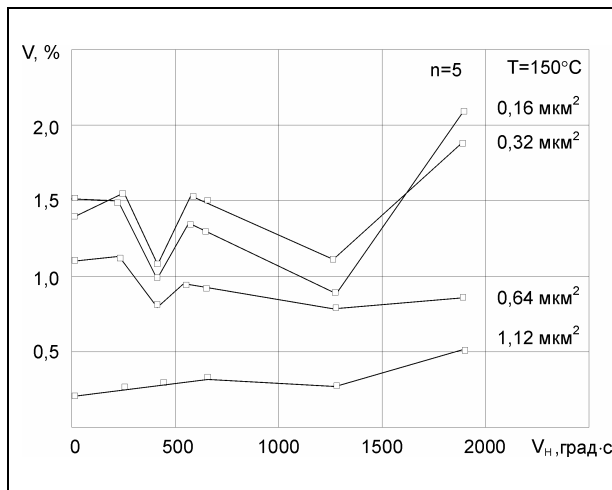


Рис.5. Изменение концентрации карбидов V различного размера ($S=0,16 \text{ мкм}^2, 0,32 \text{ мкм}^2, 0,64 \text{ мкм}^2, 1,12 \text{ мкм}^2$) в зависимости от скорости нагрева V_n (температура нагрева $150^{\circ}C$, пять термоциклов)

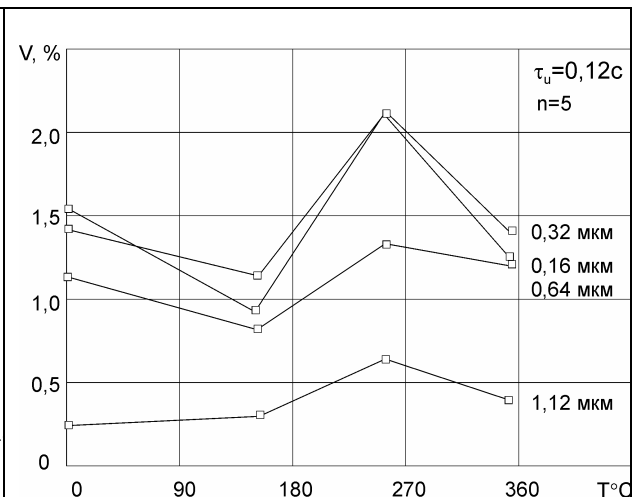
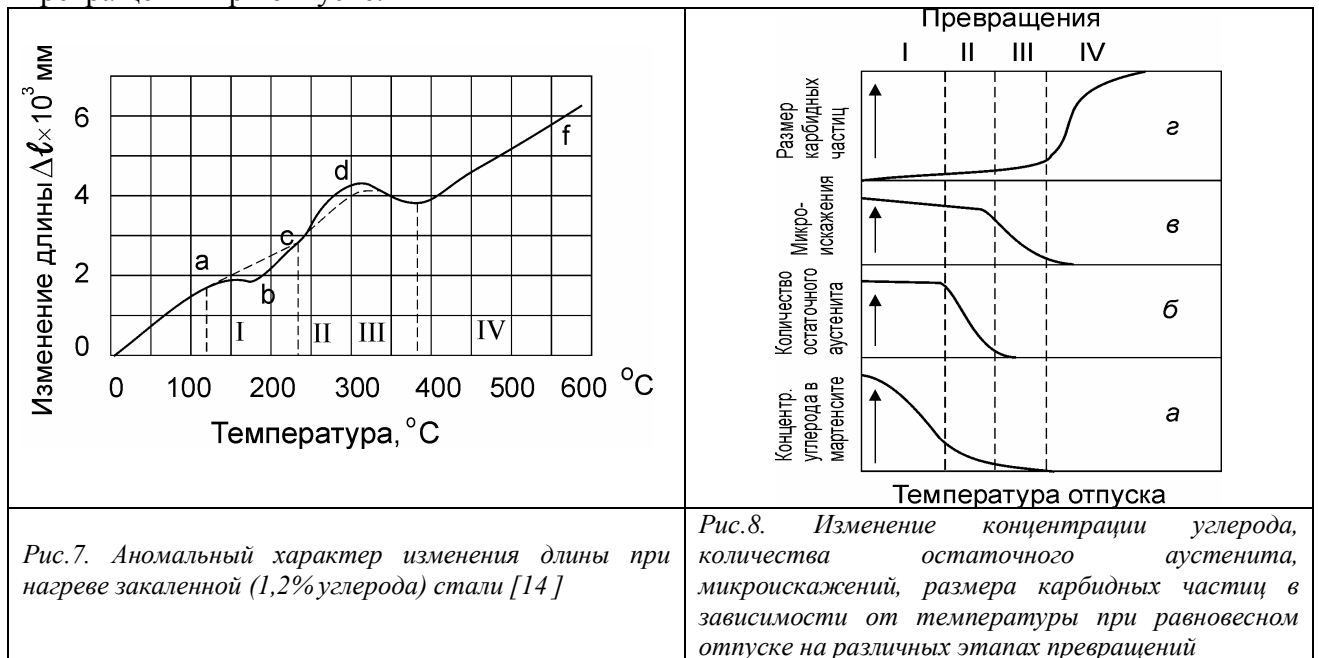


Рис.6. Изменение концентрации карбидов, V, различного размера ($S=0,16 \text{ мкм}^2, 0,32 \text{ мкм}^2, 0,64 \text{ мкм}^2, 1,12 \text{ мкм}^2$) в зависимости от температуры нагрева. Длительность импульса тока $\tau=0,12$ с, пять термоциклов)

Анализ результатов.

Известно [13-20], что структура закаленной стали, состоящая из двух метастабильных составляющих - мартенсита закалки и остаточного аустенита, претерпевает при нагреве ряд последовательных превращений, принципиальное отличие которых при отпуске закаленной стали - необратимость происходящих изменений. Не существует условий нагрева и выдержки во всем интервале температур отпуска вплоть до критических температур, при которых продукты отпуска могли бы образовать вновь исходную структуру закаленной стали, состоящую из мартенсита и остаточного аустенита. Сложность превращения при отпуске обуславливается возможностью частичного или полного протекания процессов диффузии углерода и различных путей структурных изменений в карбидной фазе и железной основе. Существование некоторых из них хорошо обнаруживается в результате дилатометрического исследования (рис.7). Аномальные отклонения от линейного закона расширения при нагреве связаны с протеканием при отпуске закаленной стали внутренних превращений. На участках *ad*, *cd*, *de*, *ef* происходят I, II, III, IV превращения при отпуске.



На рис.8 представлено изменение основных параметров структуры закаленной стали в зависимости от температуры отпуска - количество углерода в мартенсите, количество остаточного аустенита, микроискажения и размер карбидных частиц. На I стадии происходит распад мартенсита закалки и выделение углерода из мартенсита, рис.9. Образуется структура, называемая отпущенный мартенсит. Температурный интервал первого превращения, в чистом виде, 150°-200°С. При температурах ниже 150°С происходит перераспределение углерода в мартенсите - образуются участки, где концентрация атомов углерода существенно выше среднего количества его в решетке мартенсита.

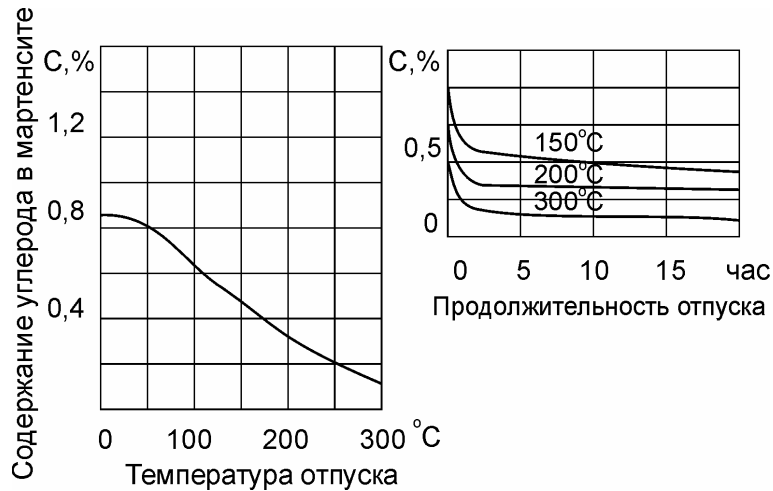
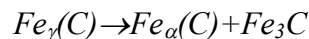


Рис.9. Изменение концентрации углерода в мартенсите закаленной стали ($C_0=0,88\%C$) в зависимости от температуры и продолжительности отпуска в равновесных условиях

В этих участках образуются зародыши ϵ -карбидной фазы, отличной от цементита Fe_3C , которые имеют вид пластинок толщиной порядка 100Å - 150Å, когерентно связанных с матрицей. Таким образом, распределение углерода в мартенсите отпуска крайне неоднородно. II превращение протекает в интервале 200°-300°С, состоит в распаде остаточного аустенита и образовании структуры, аналогичной отпущенному мартенситу и продуктам отпуска мартенсита при этих температурах [21]:



На этом этапе происходит почти полное выделение углерода из мартенсита, то есть образуется смесь α -раствора и цементита. Одновременно с этим происходит отрыв решетки карбида от решетки α -фазы, то есть нарушается когерентность. Содержание углерода в α -растворе снижается до 0,15-0,20%. За 1 секунду при 300°С из мартенсита выделится 0,55% (от всего количества в стали) углерода, за 1 минуту – 76%, за 1 час - 99,99%. Нагрев до 400°-450°С (III) приводит к полному выделению углерода в виде Fe_3C из α -раствора, размер частиц составляет 1000Å и более, что сопровождается снятием микрискажений. Однако нужно отметить, что легирующие карбидообразующие добавки W, Mo, V позволяют сохранить углерод в α -растворе вплоть до 650°С в количестве 0,13% C. Это главное отличие легированных сталей. IV превращение состоит в коагуляции карбидных частиц. На рис.10 представлены схематично все основные фазовые превращения при отпуске закаленной стали в равновесных условиях. Укрупнение карбидных частиц при отпуске становится возможным, когда скорость диффузии углерода в α -фазе окажется достаточно ощутимой. Это происходит при температурах более 400°С. Введение W и Cr повышает эту температуру до 450°С, молибдена - до 550°С. Скорость роста карбидных частиц однозначно связывается с диффузией углерода в феррите, D_{α}^C .

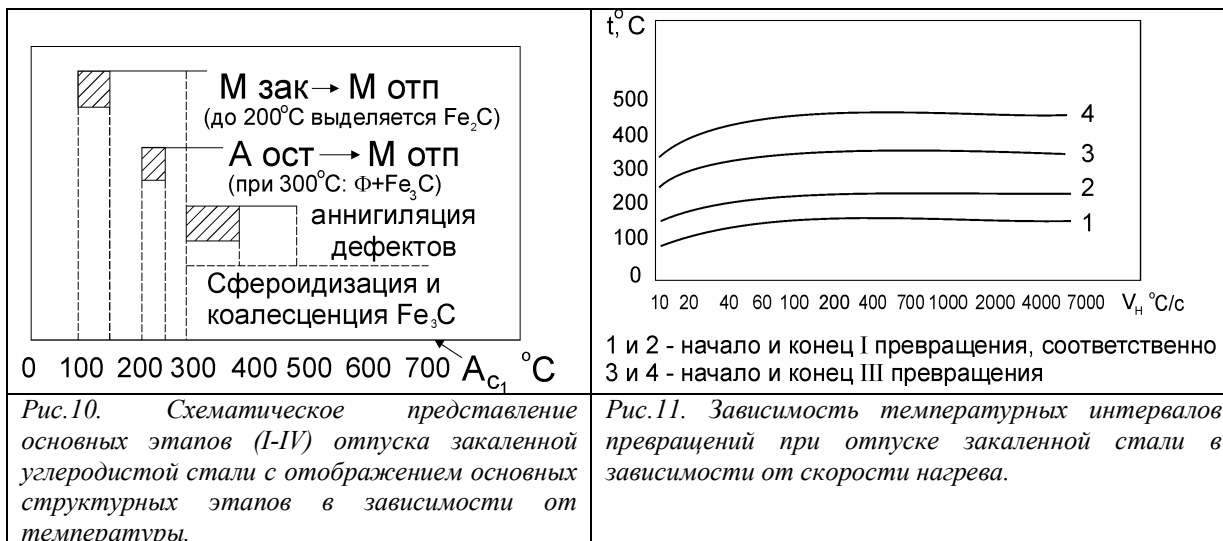


Рис.10. Схематическое представление основных этапов (I-IV) отпуска закаленной углеродистой стали с отображением основных структурных этапов в зависимости от температуры.

Рис.11. Зависимость температурных интервалов превращений при отпуске закаленной стали в зависимости от скорости нагрева.

Диаметр карбидной частицы d связан с коэффициентом диффузии углерода в феррите D_α^C и временем изотермического отпуска следующим образом [17]:

$$d = k\sqrt{D_\alpha^C \cdot \tau}^{0,1} \tag{1}$$

k - постоянная, зависящая от материала. Средний диаметр карбидной частицы \bar{d} в зависимости от времени τ и содержания легирующих элементов в стали (% л. э.) (стали с содержанием углерода 0,4%-0,8%) имеет вид [17]:

$$\bar{d} = (2,78 + \alpha \times \% \text{ л.э.}) \times \tau^{0,1} \text{ при } T=630^\circ\text{C} \tag{2}$$

$$\bar{d} = (2,94 + \alpha \times \% \text{ л.э.}) \times \tau^{0,1} \text{ при } T=700^\circ\text{C} \tag{3}$$

α	C	Co	Ni	Si	Mn	Cr	V	Mo
на 1% (вес)	+13,3	+0,09	+0,07	-0,15	-0,14	-0,25	-0,98	-0,88
на 1% (атом)	+2,9	+0,10	+0,07	-0,06	-0,14	-0,23	-0,90	-1,5

При $T=450^\circ\text{C}$ структура отпущенной стали состоит из α -раствора + карбиды в мелкодисперсном состоянии. Структура носит название троостит отпуска. Коагуляция карбидов идет за счет растворения мелких карбидов и роста больших. При температурах $350^\circ\text{C}-400^\circ\text{C}$ диаметр карбидных частиц составляет менее 0,3 мкм, $S = 0,08 \text{ мкм}^2$. При $500^\circ\text{C}-600^\circ\text{C}$ частицы цемента в феррите имеют размеры около 1 мкм. Подобная структура называется сорбитом отпуска. Основным отличием структур типа троостита и сорбита отпуска от троостита и сорбита закалки является сфероидальная форма частиц цементита в структурах отпущенной стали, в то время как у структур после распада аустенита форма частиц пластинчатая. Приведенные данные относятся к структурам отпуска закаленных сталей при равновесных условиях нагрева. Увеличение скорости нагрева до температур отпуска приводит к изменениям интервалов распада мартенсита, рис.11, [13]. При электронагреве с увеличением скорости нагрева интервалы распада мартенсита смещаются в сторону высоких температур. Максимальное смещение достигается при скоростях нагрева порядка $100^\circ\text{C}/\text{сек}$, после чего температура распада остается постоянной. Температурные интервалы распада мартенсита при повышенных скоростях нагрева (более $150^\circ\text{C}/\text{сек}$) практически

не зависят от содержания углерода в стали и для исследованных углеродистых сталей лежат в области 190°-260°С - для первого превращения и в области 380°-490°С - для третьего.

Ю. И. Головиным [22] проведены экспериментальные и теоретические исследования концентрации электромагнитных и тепловых полей вблизи неметаллических включений и дефектов металлов и сплавов при пропускании через них импульсных электрических токов. В результате установлено, что концентрация электрического поля вблизи сферических включений не более 1,5, а концентрация тепловых полей - не более 2,5. Таким образом, при исследовании в данной работе импульсных токовых нагревов образцов стали Р6М5, Р18 и других до температур 150°-360°С вблизи дефектов и включений возможно существование температур от 389°С до 900°С. Поэтому, анализируя процессы, происходящие при отпуске закаленной стали импульсным током, нужно иметь в виду наличие локальных перегревов, вблизи включений и дефектов. Коэффициент концентрации теплового поля растет с увеличением радиуса дефекта, что характерно для пластинчатых выделений и асимптотически стремится к 4, концентрация в вершине объемного дефекта примерно в 2 раза меньше, чем в вершине плоского при одной и той же величине эксцентриситета $\varepsilon = \sqrt{a^2 - c^2} / a$ где a и c - большая и малая ось вытянутого дефекта в виде сфероида. Учитывая данное обстоятельство, можно объяснить причины изменения концентрации легирующих компонентов, W, Mo, V в мартенсите даже при небольших, усредненных по объему, температурах, исследованных в данной работе. Кроме того становится ясной причина растворения карбидов, в том числе крупных, поскольку концентрация теплового поля достигает максимальных значений на участках дефектов, перпендикулярных линиям тока. В этих локальных областях меняются условия диффузии углерода и включения утончаются, [6-14].

Известно [15], что коэффициент диффузии углерода в α -железе в зависимости от температуры выражается формулой:
согласно С.З. Бокштейну:

$$D_{\alpha}^C = 0,167 \cdot \exp \left[\frac{-82,0(-19,6)}{RT} \right], \text{ см}^2/\text{сек.}$$

где 82,0 кДж/г-атом (19,6 ккал/г-атом) – энергия активации диффузии углерода в феррите;

согласно С.Берту: $D_{\alpha}^C = 0,02 \exp \left[\frac{-84,0(-20,1)}{RT} \right], \text{ см}^2/\text{сек.}$

согласно П.Л. Грузину (для $T^{\circ} \in [350^{\circ}-850^{\circ}\text{C}]$):

$$D_{\alpha}^C = 0,0062 \exp \left[\frac{-80,4(-19,2)}{RT} \right], \text{ см}^2/\text{сек.}$$

согласно С. Берту и М. Зинеру: $D_{\alpha}^C = 0,008 \exp \left[\frac{-82,6(-19,8)}{RT} \right], \text{ см}^2/\text{сек.}$

Из приведенных данных следует, что при трехкратном различии температуры коэффициенты диффузии будут отличаться, по крайней мере, в 1000 раз. Поэтому утонение больших карбидов в областях, перпендикулярных линиям тока будет происходить в 1000 раз интенсивнее, чем по направлению тока. Поскольку глубина ΔL , на которую диффундирует атом примеси, определяется, согласно [10-12], по формуле:

$$\Delta L = 2\sqrt{D\tau} \quad (4)$$

где: D - коэффициент диффузии при температуре диффузии, τ - длительность выдержки при данной температуре, то, воспользовавшись данными, приведенными в [34], можно оценить подвижность атомов углерода, хрома, железа, вольфрама, молибдена, ванадия в условиях, приближенных к экспериментальным при длительности импульса 0,12 с.

Если допустить, согласно [22], концентрацию тепловых полей, при которых вблизи дефектов достигаются температуры 860°-1000°С, то можно достаточно легко объяснить растворение крупных карбидов. Рост частиц новой фазы можно оценить по формулам (1 - 3). Из них следует, что при воздействии импульсного тока с длительностью 0,02 сек и нагреве до усредненной температуры, равной 150°С, с учетом концентрации тепловых полей, частица новой фазы будет иметь размер, заключенный от 0,015 мкм до 0,2 мкм. При длительности импульса 1 мкм аналогичные величины будут составлять 0,01 мкм и 0,1 мкм. Изменение концентрации включений при старении (отпуске) мартенсита подчиняется уравнению [17]:

$$\ln\left[\frac{1}{1-\alpha}\right] = k\tau^p + \alpha_0 \quad (5)$$

где: α - объемная доля включений новой фазы, α_0 - существовавшая до обработки, τ - длительность нагрева, p , k - константы, зависящие от свойств материала и предшествующей обработки.

$p \approx 1/3$ - для начальной стадии старения мартенсита ($T_0 > 500^\circ$),

$p \approx 1/3$ - для феррита, конечная стадия старения.

Для используемой длительности импульса 0,12 сек и начальных условий, определенных из эксперимента, имеем, что содержание (общее) карбидных фаз описывается формулой:

$$\ln\left[\frac{1}{1-\alpha}\right] = 0,1\tau^{1/3} + \alpha_0 \quad (6)$$

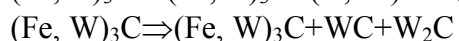
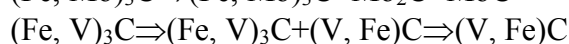
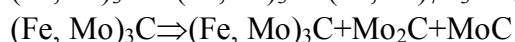
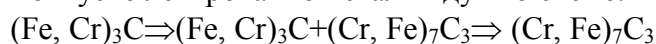
и составляет 12%, что согласуется с экспериментом.

Для объяснения большего влияния n -кратного импульсного воздействия на износостойкость следует иметь в виду, что, согласно [18], применение высоких скоростей нагрева тормозит процессы, связанные с перераспределением и изменением плотности дефектов кристаллического строения. Поэтому значительное количество избыточных структурных несовершенств, образовавшихся при закалке, сохраняется вплоть до температур субкритической области. При этом взаимодействие дефектов с атомами углерода ослабляется незначительно. При 200°-250°С наблюдается интенсивное закрепление углерода и азота на дефектах. При распаде пересыщенного α - раствора углерод, до 30% от общего количества в сплаве, не образуя карбидной фазы, оказывается связанным с дефектами решетки. При последующих воздействиях импульсов тока он образует мелкодисперсные карбиды, повышая износостойкость стали. Превращение ε - карбида в цементит (Fe_3C) происходит в условиях скоростного нагрева в узком температурном интервале (от 350°-400°С до 510°-520°С). Это превращение происходит бездиффузионным путем, посредством перестройки решетки. Процесс осуществляется очень быстро и поэтому реализуется при любой скорости нагрева. В этом же температурном интервале начинается образование цементита за счет углерода, связанного на ранних стадиях отпуска с дефектами кристаллического строения. Однако, максимального развития этот процесс достигает при температурах более 450°С. Остаточный аустенит превращается при нагреве выше 350°-400°С. При этом, если температура достигает 650°-700°С возможна вторичная закалка. Этот процесс может реализоваться в результате концентрации теплового поля около выделившихся карбидов при последующих действиях импульсов тока, вызывая тем самым дополнительное повышение свойств. По-видимому, превращение остаточного

аустенита происходит в процессе непрерывного нагрева, начинаясь при 470°-500°С. При этом его длительность очень мала и составляет 0,3÷0,4 секунды. В случае, если нагрев заканчивается в области карбидного превращения, весь остаточный аустенит превращается за время охлаждения образца до комнатной температуры.

В [19] показано, что такие элементы, как хром, молибден, вольфрам, ванадий, кремний, кобальт значительно повышают энергию активации процесса рекристаллизации. Легирование сказывается на изменении параметров тонкой структуры при отпуске, в частности увеличиваются искажения кристаллической решетки, повышаются температуры их релаксации, увеличивается температурный интервал дробления блоков α -фазы. При отпуске легированной стали [20] карбидная фаза формируется, как минимум, в две стадии: вначале из мартенсита выделяется углерод с образованием карбида железа, в котором соотношение числа атомов железа и легирующих элементов близко к их соотношению в α - растворе. Затем в процессе дальнейшего нагрева происходит перераспределение легирующих элементов между твердым раствором и карбидной фазой, что иллюстрируют рис.1- 6. Последняя стадия протекает значительно медленнее первой, так как диффузия атомов легирующих элементов простирается на значительные расстояния. Это обстоятельство было экспериментально подтверждено при локальном рентгеноспектральном анализе. Таким образом, процессы перераспределения легирующих элементов играют важную роль в формировании конечной структуры и свойств отпущенной стали, поскольку полнота их протекания определяет состав и свойства основной фазы α -феррита, а также степень дисперсности и склонность к коагуляции упрочняющей карбидной фазы, которая обратно пропорциональна силам межатомных связей в карбидах. Известно, что карбиды тугоплавких металлов имеют наибольшие силы межатомного взаимодействия и жаропрочность.

Структурное состояние карбидной фазы легированной стали, в частности Р6М5, Р18, при импульсном отпуске сильно отличается от равновесного. При насыщении цементита легирующими элементами происходит карбидное превращение, в результате которого образуется устойчивый карбид специального элемента. Карбидные превращения при отпуске легированной стали идут по схеме:



При условии сохранения повышенной концентрации углерода в растворе до высоких температур отпуска при наличии Мо, W, V специальные карбиды могут возникать непосредственно из твердого раствора. Нами установлено, что в стали Р6М5 и Р18 после импульсного электрического воздействия наблюдается упрочнение, связанное с образованием мелкодисперсных карбидов VC. По-видимому, в локальных областях при низкой, до 150°С температуре образца, возникают перегревы до температур 450°-550°С, что и обуславливает выделение карбида в субмикроскопических объемах. Наблюдаются карбиды $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$ и $(\text{Cr, Fe})_{23}\text{C}_6$, образующиеся из самостоятельных зародышей и на границах зерен, соответственно. Благоприятными местами для их выделения являются области с высокой плотностью дислокаций, на которых при более низких температурах отпуска закрепились атомы углерода. Ванадий, вольфрам и молибден существенно замедляют выделение углерода на II стадии распада мартенсита (отпуска). Углерод в количестве 0,1-0,2% остается в твердом растворе до 400-500°С, что подтверждается рентгеноструктурным определением изменений степени тетрагональности кристаллической решетки и

количества углерода в мартенсите. При импульсном скоростном нагреве электроток даже до 700°C определенное количество остаточного аустенита сохраняется, но не более 3-4%. Карбиды при электроотпуске выделяются в виде мелкодисперсных пластин. С ростом скорости нагрева увеличивается не только прочность, но и пластичность, хотя эта зависимость имеет экстремум при определенной скорости нагрева. Таким образом общую схему превращений при отпуске мартенсита в общем виде можно представить следующим образом:

Мартенсит - $\xrightarrow{\text{стадия предвыделения}}$ - мартенсит, содержащий сегрегации углерода - $\xrightarrow{\text{первое превращение}}$ - Отпущенный мартенсит + ϵ - карбид + дефектный цементит + углерод, связанный с дефектами - $\xrightarrow{\text{третье превращение}}$ - феррит с высокой плотностью несовершенств + дефектный цементит - $\xrightarrow{\text{четвертое превращение}}$ - феррит + цементит Θ - Fe₃C.

Fe₂C образуется при 316°C, Fe₃C - при 427°C, Fe₃C+Cr₃C₂ - при 538°C, Cr₇C₃ - при 583°C (в равновесных условиях).

Анализ процесса роста карбидных частиц приведен в [5].

Выводы

В результате проведенных физико-механических исследований сталей Р6М5 и Р18, подвергнутых обработке импульсным электрическим током, установлено:

1. Все процессы, происходящие в структуре стали, связаны с интенсивным отпуском мартенсита. Этот основной ведущий процесс в зависимости от режимов электрообработки способствует уменьшению содержания в структуре остаточного аустенита, приводит к выделению или растворению карбидов. Минимальный размер карбидов составляет менее сотых долей микрона.

2. Содержание легирующих элементов W , Cr , Mo , V , в мартенсите меняется в широких пределах в зависимости от скорости и температуры нагрева. При ЭИО идет образование карбидов ванадия, хрома, вольфрама типа: MeC, Me₃C, Me₂₃C₆, Me₇C₃ в частности: VC, WC, Fe₃Mo₃C, Fe₃W₃C, Fe₃V₃C, Cr₂₃C₆, Fe₃C.

Импульсная электрообработка способствует повышению количества мелких карбидов VC.

3. Для обеспечения оптимальных служебных свойств материала необходимо проведение электрообработки по определенному температурно-временному режиму. Так например, интенсивность износа при трении минимальна после обработки импульсным током со скоростью нагрева 800-1000 град·с⁻¹ за пять термоциклов нагрева до T°=150°C.

4. Проведение термоциклирования на указанном режиме с числом циклов более 3 приводит к повышению стойкости. В структуре стали Р6М5 протекает процесс растворения крупных карбидов, выделившихся при первом цикле или исходных. Кроме того происходит выделение новых мелкодисперсных карбидов, когерентно связанных с матрицей, имеющих продолговатую форму. Нельзя исключить того, что данные карбиды могут быть продуктами растворения более круглых карбидов, существовавших в матрице или образовавшихся при первом термоцикле. И в том, и в другом случае данные процессы способствуют повышению легированности твердого раствора, либо дисперсионному твердению, что приводит к повышению стойкости инструмента.

5. Проведен расчет параметров мелкодисперсных карбидных выделений. Предложена феноменологическая модель процесса упрочнения материалов при электроимпульсной обработке.

Литература

1. Радченко В.Г. Тонкая структура инструментальных сталей//Роль дефектов в физико-механических свойствах твердых тел. Барнаул.:ВПИ. 1985. с.6.
2. Малыгин Б.В. Магнитное упрочнение инструмента и деталей машин. М.: Машиностроение, 1989. 112с.
3. Гриднев В.Н., Мешков Е.Я., Ошкадеров С.П., Трефилов З.И. Физические основы электротермического упрочнения стали. Киев.: Наукова думка. 1973. 336 с.
4. Гуляев А.П. Термическая обработка стали. М.: ГосНТИ машиностроительной литературы, 1953. 384 с.
5. Архипов В.И. Кристаллография закалки стали. М.: Metallurgizdat, 1951. 144 с.
6. Бабич В.К., Гуль Ю.П., Долженков И.Е. Деформационное старение стали. М.: Metallurgiya, 1972. 320 с.
7. Блантер М.Е. Фазовые превращения при термической обработке стали. М.: Metallurgizdat, 1962. 270 с.
8. Мартин Дж., Доэрти Р. Стабильность микроструктуры металлических систем. М.: Атомиздат, 1978. 280 с.
9. Лившиц Б.Г. Metallografia, М.: Metallurgiya, 1990. 336 с.
10. Лысак Л.И., Андросчук Л.О.//Физика металлов и металловедение. 1968. Т.28. С.348. 1969. Т.28. С.478.
11. Федюкин В.К., Смагоринский М.Е. Термоциклическая обработка металлов и деталей машин. Ленинград.: Машиностроение, 1989. 256 с.
12. Третьяченко Г.Н., Карпинос Б.С. Прочность и долговечность материалов при циклических тепловых воздействиях. Киев.: наукова думка, 1975. 300с.
13. Гольдшмидт Х.Дж. Сплавы внедрения. М.: Мир, 1971. Т.1. 424с.
14. Иванов В.И., Осипов К.А. Возврат и рекристаллизация в металлах при быстром нагреве. М.: Наука, 1964. 188 с.
15. Веронский В. Термическая усталость металлов. М.: Metallurgiya. 1986. 128 с.
16. Голованенко С.Л., Фонштейн Н.М. Двухфазные низколегированные стали. М.: Metallurgiya, 1987. 207 с.
17. Абрамов В.В. Напряжения и деформации при циклической обработке стали. М.: Metallurgiya, 1987. 207 с.
18. Глуханов Н.П. Физические основы высокочастотного нагрева. Ленинград.: Машиностроение, 1989. 56 с.
19. Захаров Б., Берсенева В.Н. Прогрессивные технологические процессы и оборудование при термической обработке металлов. М.: Высшая школа, 1988. 7с.
20. Витлин Б.В., Давыдов А.С. Электро-физико-химические методы обработки в металлургическом производстве. М.: Metallurgiya, 1988. 128с.
21. Головин Ю.И., Киперман В.А. Физика и химия обработки материалов. 1980. №4. с.26-28.
22. Барышев Г.Л., Головин Ю.И., Киперман В.А., Слетков А. А // Физика и химия обработки материалов. 1981, №5. с.124-126.

Поступила: 07.05.09.