

## Оценка влияния вторичного твердения высоколегированных железных сплавов после комплексной химико-термической обработки на качество инструмента

*Установлена зависимость между вторичным твердением высоколегированных железных сплавов и величиной напряжений в кристаллической решетке. Показано, что при отпуске на вторичную твердость происходит формирование зон предвыделения типа Гинье-Престона, которые способствуют искажению кристаллической решетки твердого раствора. Ил. 4. Табл. 1. Библиогр.: 5 назв.*

**Ключевые слова:** вторичное твердение, химико-термическая обработка, зоны предвыделения, высоколегированные железные сплавы

*The dependence between secondary hardening of the high-alloyed iron alloys and size of tension in a crystal lattice was established. The formation of preallocation Guinier-Preston zones by tempering on secondary hardness which promote distortion of solid solution's crystal lattice was shown.*

**Keywords:** secondary hardening, chemical heat treatment, preallocation zones, high-alloyed iron alloys

### Введение

Литой инструмент из сплавов, легированных по принципу быстрорежущих сталей, полученный по технологии комплексной химико-термической обработки [1-3], для обеспечения необходимого уровня качественных показателей, как и инструмент из стандартной быстрорежущей стали, должен быть подвергнут окончательной термической обработке. Традиционно окончательная термическая обработка инструмента включает в себя закалку и трехкратный отпуск, необходимый для перевода остаточного аустенита закаленного сплава в мартенсит и повышения напряженности кристаллической решетки, что приводит к развитию процессов вторичного твердения.

Выбор режима окончательной термической обработки во многом определяется исходной структурой комплексно обработанного сплава, а также фазовыми и структурными превращениями, происходящими в процессе окончательной обработки, которые формируют уровень микронапряжений в кристаллической решетке.

Целью работы было выявить зависимость между вторичным твердением и микронапряжениями в кристаллической решетке от температуры отпуска железных сплавов, легированных по принципу быстрорежущих сталей, после комплексной химико-термической обработки.

### Материал и методики исследований

Закономерности вторичного твердения высоколегированных железных сплавов изучали на литом сплаве типа 20P18, изготовленном на основе стандартной стали P18 с добавлением углерода до ~ 2 %.

Исследование микронапряжений проводили после отпуска при температурах 400, 500, 550, 590, 640 °С в течение 1 часа. В качестве эталона ис-

пользовали сплав типа 20P18, отожженный при температуре 1200 °С в течение 10 часов. Степень совершенства кристаллической решетки  $\alpha$ -фазы оценивали по значению истинного физического уширения ( $\beta$ ) дифракционного максимума (211) $\alpha$ , определенному по методике, изложенной в [4, 5].

Микротвердость поверхностного слоя изучали после отпуска при температурах 400-640 °С с интервалом 20 °С, продолжительность отпуска при каждой температуре составила 1 час.

Электронномикроскопические исследования проводили на микроскопе ЭМ-125 при ускоряющем напряжении 125 В. Дифракционная постоянная прибора 18,3-20 Å•мм, диаметр селекторной диафрагмы 1,0 мкм.

### Результаты исследований и их обсуждение

Качественная картина изменения профиля интерференционного максимума (211)  $\alpha$ -фазы в зависимости от обработки представлена на рис. 1. Как видно из приведенных дифрактограмм ширина линии (211)  $\alpha$ -фазы уменьшается с повышением температуры отпуска, что связано со снижением внутренних напряжений. Максимальное уширение интерференционного максимума наблюдается в сплаве типа 20P18, закаленном от температуры 1230 °С, что объясняется высоким напряженным состоянием кристаллической решетки, которое образуется за счет закалочных дефектов. Наиболее узкий и интенсивный максимум характерен для отожженного состояния (эталон) вследствие аннигиляции и релаксации закалочных дефектов в процессе длительной (10 часов) выдержки при повышенных температурах.

Рассчитанные данные параметров кристаллической решетки по полученным дифрактограммам приведены в таблице. Анализ данных показал, что

в процессе отпуска при температуре 400 °С наблюдается высокое значение параметра напряжений II рода за счет сохранения большого количества дефектов кристаллического строения, полученных при предшествующей закалке. С повышением температуры отпуска до 500 °С напряженность решетки падает вследствие снижения дефектности структуры. Однако, как видно из приведенных данных, отпуск при температуре 550 °С вызывает повышение значений микронапряжений в композиционном поверхностном слое. Данный эффект можно объяснить формированием, при данной температуре отпуска, зон предвыделения, подобных зонам Гинье-Престона, которые усиливают искажение кристаллической решетки твердого раствора. Повышение температуры отпуска от 550 до 590 °С и выше приводит к существенному (~ 30 %) уменьшению микронапряжений за счет их релаксации при выделении специальных карбидов.

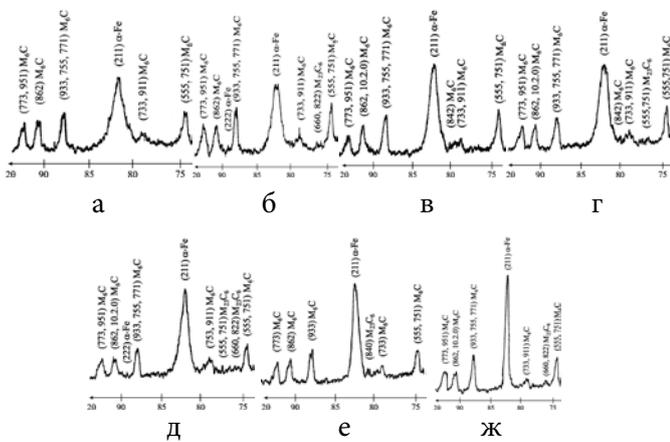


Рис. 1. Изменение профиля интерференционной линии (211) α-фазы в зависимости от температуры отпуска на участке дифрактограммы сплава типа 20P18: а – закаленный образец, б-е – отпуск соответственно при температуре 400, 500, 550, 590, 640 °С, ж – отожженный образец (эталон)

Таблица. Параметры кристаллической решетки и тонкой структуры α-фазы после отпуска при различных температурах

Режим обработки	Θ, °	β, рад	Δa/a, ×10 <sup>-3</sup>	ρ, ×10 <sup>11</sup> см <sup>-2</sup>
Отпуск при t = 400 °С	41,06	0,0168	4,82	56,5
Отпуск при t = 500 °С	41,06	0,0154	4,42	47,4
Отпуск при t = 550 °С	41,015	0,0161	4,63	51,8
Отпуск при t = 590 °С	41,007	0,0139	3,99	38,6
Отпуск при t = 640 °С	41,1	0,0107	3,07	22,9

Проводили исследования показателей микротвердости поверхностного слоя сплава типа 20P18 после комплексной химико-термической обработки, закалки и отпуска при различных температурах (рис. 2). Пик вторичного твердения, согласно полученным данным, соответствует отпуску при температурах 550-560 °С и составляет ~14000 МПа, после чего следует разупрочнение, вследствие развития процессов выделения и коагуляции карбидных частиц.

Соответствие между вторичным твердением исследуемого сплава после комплексной химико-термической обработки и величиной напряжения кристаллической решетки подтверждается корреляцией показателей напряжений II рода и микротвердости при отпуске, приведенных в таблице 1 и на рис. 2.

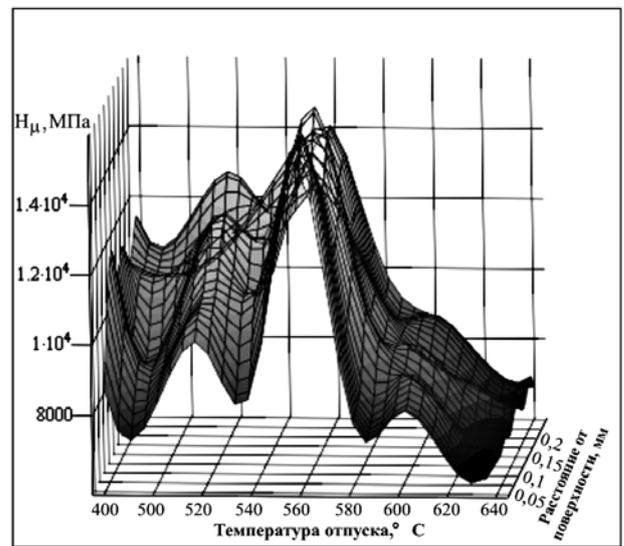


Рис. 2. Зависимость микротвердости по глубине диффузионного слоя опытного сплава от температуры отпуска

Таким образом, установлено, что максимуму вторичной твердости соответствует максимальная напряженность кристаллической решетки (Δa/a). Анализ полученных данных показал, что выбор режима заключительного отпуска литого сплава типа 20P18, подвергнутого комплексной химико-термической обработке, должен проводиться с учетом влияния на свойства процесса выделения специальных карбидов. Для указанного сплава рекомендуется проводить заключительный отпуск при температурах 550-560 °С на стадии образования зон предвыделения. Для обоснования предлагаемого режима отпуска провели исследования тонкой структуры, а также выявили особенности формирования зон предвыделения в изучаемом сплаве.

Изучение тонкой структуры поверхностного слоя сплава типа 20P18 после комплексной химико-термической обработки и закалки выявило, что структура представляет собой ча-

стично двойникованный мартенсит с большой плотностью дислокаций, остаточный аустенит, а также включения карбидов.

Исследование тонкой структуры комплексно обработанного сплава типа 20P18 после закалки и отпуска при температуре 550 °С позволило выявить некоторые особенности. Обнаружены участки мартенсита с разным уровнем структурных изменений в процессе отпуска: наряду с мартенситом, претерпевшим в процессе отпуска структурные изменения, присутствуют участки, характерные для свежезакаленной стали или для более низких температур отпуска. Фрагмент тонкой структуры, представленный на рис. 3а, характерен для закаленной стали. Внутри мартенситных реек наблюдается повышенная плотность дислокаций, между рейками сохраняются прослойки нераспавшегося остаточного аустенита, который препятствует рассыпанию малоугловых границ. Примечательно и то, что на электроннограммах с подобных участков отсутствуют следы карбидной дифракции. Следовательно, размеры выделившихся карбидов столь малы, что они не разрешаются электроннографически, поскольку маловероятно, чтобы они не выделялись совсем. На рис. 3б приведена микродифрактограмма, на которой одновременно присутствуют две системы рефлексов в плоскости  $\{110\}^*$  матрицы и двойника. След плоскости двойникова параллелен направлению  $\langle 111 \rangle^*$ , общему для матрицы и двойника.

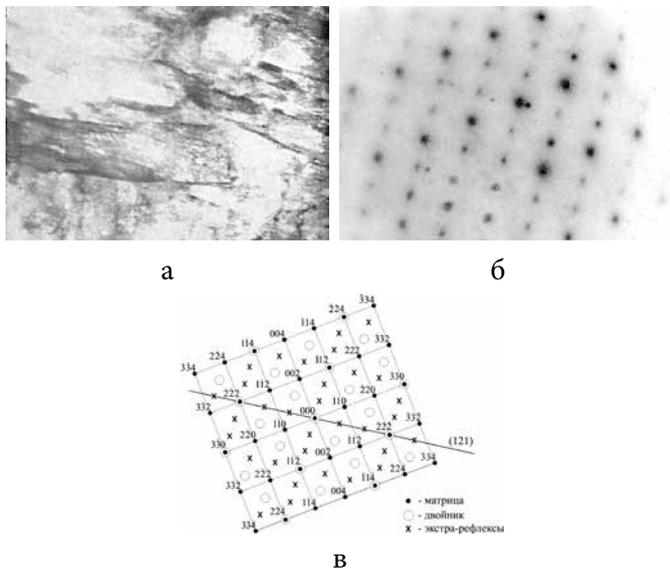


Рис. 3. Участок тонкой структуры комплексно обработанного сплава типа 20P18, не претерпевший значительных изменений после отпуска при 550 °С: а – микродифракционное изображение, б, в – электроннограмма и ее расшифровка, ось зоны  $[110]\alpha \parallel [011]_{дв}$ ; а –  $\times 30000$

Анализ электронограмм карбидных выделений показал, что единственной карбидной фазой, которая выделяется при отпуске и обнаруживается электронографически, является цементит  $M_3C$ . Дисперсные частицы цементита образуются в местах

скопления дислокаций, что затем проявляется в их стабилизационном воздействии на дислокационную субструктуру, поскольку образующиеся включения тормозят движение и перераспределение дислокаций. Повышенное количество углерода в диффузионном слое исследуемого сплава способствует образованию в процессе отпуска большого количества зон предвыделения. Примечательно, что при анализе микродифракционных изображений не обнаружено следов выделения специальных карбидов. Анализ электронограмм, содержащих цементитные рефлексы, показал, что во всех случаях между матрицей и цементитом реализуется ориентационное соотношение Багаряцкого (рис. 4), что типично для цементита, выделившегося из мартенсита при его отпуске. Ориентационного соотношения Питша между аустенитом и карбидом, характерного для цементита, выделившегося в процессе охлаждения, не обнаружено. На рис. 4а представлена микроэлектроннограмма, где карбидной фазой в сплаве типа 20P18 является цементит с осью зоны  $[\bar{1}11]_ц$ . Угол разориентировки между этой зоной и зоной мартенситной матрицы  $[131]_\alpha$  составляет  $3,6^\circ$ .

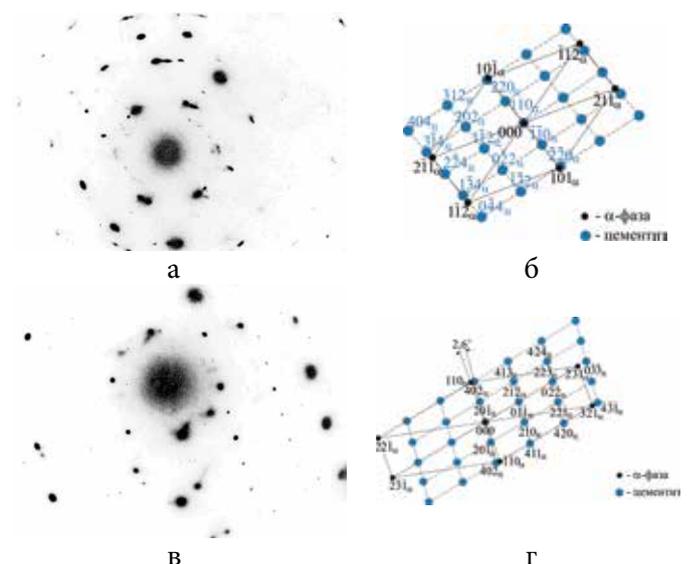


Рис. 4. Микродифракционные изображения от цементита в отпущенном мартенсите (а, в) сплава типа 20P18 и их расшифровки (б, г); а, б – ось зоны  $[131]_\alpha \parallel [\bar{1}11]_ц$ , в, г – ось зоны  $[1\bar{1}5]_\alpha \parallel [1\bar{2}2]_ц$

Микроэлектроннограмма от включений цементита в отпущенном мартенсите в сплаве типа 20P18 и ее схема (рис. 4в, г) показывают, что в данном случае электронному пучку параллельны оси зон  $[1\bar{1}5]_\alpha \parallel [1\bar{2}2]_ц$ , угол разориентировки между направлениями составляет  $3,6^\circ$ , как следует из ориентационного соотношения Багаряцкого. Плоскости обратных решеток  $(110)\alpha^*$  и  $(40\bar{2})_ц^*$  совмещены друг с другом с разворотом на угол  $2,6^\circ$ . Этот небольшой взаимный разворот обратных решеток приводит к совпадению на электронограмме рефлексов по  $(\bar{3}21)\alpha$  и  $(4\bar{3}1)_ц$ .

В стандартной стали P18 карбидное превращение при отпуске происходит идентично, т. е. единственной наблюдаемой карбидной фазой является цементит, при этом с матрицей реализуется ориентационное соотношение Багаряцкого.

## Выводы

1. Проведена оценка микронапряжений кристаллической решетки твердого раствора в зависимости от температуры отпуска. Установлено, что максимальная напряженность кристаллической решетки и наивысшие показатели микротвердости для сплава типа 20P18, соответствуют отпуску при температуре 550-560 °С.

2. Электронномикроскопическими исследованиями установлено, что в комплексно обработанном сплаве типа 20P18 после окончательной термической обработки (закалка и отпуск) протекают процессы аналогичные происходящим в стандартной быстрорежущей стали P18. В диффузионном слое после отпуска выделяются мелкодисперсные карбиды типа  $M_3C$ , характерные и для стандартной быстрорежущей стали, но в большем количестве. Поскольку выделение карбида  $M_3C$  из мартенсита при отпуске происходит в интервале температур 250-300 °С, то его образование не является причиной вторичного твердения исследуемого сплава.

3. Отсутствие рефлексов от специальных карбидов на микроэлектроннограммах от отпущенного комплексно обработанного сплава типа 20P18, позволило установить, что максимуму вторичной твердости высоколегированных железных сплавов соответствует стадия образования зон предвыделе-

ния типа Гинье-Престона, что отвечает отпуску при температуре 550-560 °С.

## Библиографический список

1. Пат. 71705 Украина, МПК C21D 9/22. Спосіб комплексної обробки литого металорізального інструменту / Ю. С. Проїдак (UA), О. В. Мовчан (UA), С. І. Губенко (UA), А. П. Бачурін (UA), К. О. Черноиваненко (UA). – № u2011 15570; Заявл. 29.12.2011; Опубл. 25.07.2012; Бюл. № 14. – 4 с.

2. Черноиваненко Е. А. Получение композитной структуры в приповерхностном слое инструмента на базе литой быстрорежущей стали P6M5 / Е. А. Черноиваненко, С. И. Губенко, А. В. Мовчан, А. П. Бачурин // Вісник Дніпропетровського університету. Серія: Ракетно-космічна техніка». – 2011. – № 4. – Т. 19. – С. 188-192.

3. Губенко С. И. Применение химико-термической обработки с целью повышения стойкости литого режущего инструмента / С. И. Губенко, А. П. Бачурин, Е. А. Мовчан // Вісник Дніпропетровського університету. Серія: Ракетно-космічна техніка». – № 14. – Т. 2. – 2010. – С. 36-40.

4. Миркин Л. И. Рентгеноструктурный анализ: индентирование рентгенограмм: [справочное руководство] / Лев Иосифович Миркин. – М.: Наука, 1981. – 796 с.

5. Горелик С. С. Рентгенографический и электронографический анализ металлов / Горелик С. С., Расторгуев А. Н., Скаков Ю. А. – М.: Металлургия, 1963. – 218 с.

Поступила 27.12.2013

УДК 669.295:620.251.1

Бабенко Е. П. /к. т. н./

ДНУ им. Олеса Гончара



Долженкова Е. В. /к. т. н./

ДНУ им. Олеса Гончара

Наука

## Исследование причин разрушения крупногабаритного изделия из сплава VT23

*Исследование причин разрушения крупногабаритного изделия из сплава VT23*

*Проведены исследования микроструктуры и фазового состава сплава в бракованном изделии методами: металлографии, рентгенографии, химического травления и микрорентгеноспектральным зондированием. Предположено, что разрушение произошло по причине неравномерного перераспределения легирующих элементов в объеме зерна. Рассмотрены варианты попадания примесей внедрения в металл. Ил. 3. Табл. 3. Библиогр.: 5 назв.*

**Ключевые слова:** *неметаллические включения, крупногабаритные изделия, средство титана к газам, примеси внедрения, легирующие элементы*

*Researches of microstructure and phase composition of alloy in defective product are conducted the methods: of metallography, sciagraphies, chemical etch and mikrorentgenospektralym sensing. It is supposed that destruction happened by reason of uneven redistribution of alloying elements in the volume of grain. The variants of hit of admixtures of introduction are considered in metal.*

**Keywords:** *non-metallic inclusions, bulky items, the affinity of titanium to gases, interstitial impurities, alloying elements*

При эксплуатации современных механизмов, где некоторые детали изготовлены из титановых сплавов, как правило, возникают динамические знакопеременные нагрузки. Для того чтобы их вы-

держивать титановые изделия должны иметь высокий уровень механических свойств и характеристик. Современная технология получения слитков титановых сплавов, несмотря на высокое средство