

Научная статья

УДК 669.14+669.15-194.55

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-2-3-12

**ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ  
МАРТЕНСИТОСТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ СИСТЕМЫ Fe–Cr–Ni–Mo–Ti  
В ХОДЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ***М.С. Алексеева<sup>1</sup>, П.А. Слободской<sup>1</sup>, Е.А. Лукина<sup>1</sup>, Н.А. Якушева<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

**Аннотация.** Исследовано влияние структурно-фазовых параметров на механические свойства мартенситостареющей стали ВНС-17-УП системы Fe–Cr–Ni–Mo–Ti. Методами просвечивающей электронной микроскопии показано, что для стали ВНС-17-УП, подвергнутой закалке и старению, характерно выделение мелкодисперсной фазы Ni<sub>3</sub>Ti. Наличие данной фазы подтверждается исследованиями фазового состава методами рентгеноструктурного анализа. Выявленные структурно-фазовые особенности обосновывают выбор режима термообработки мартенситостареющей стали ВНС-17-УП, обеспечивающего упрочнение без потери пластичности.

**Ключевые слова:** мартенситостареющие стали, термическая обработка, структура, металлографические исследования, просвечивающая электронная микроскопия, механические свойства, рентгеноструктурный анализ

**Для цитирования:** Алексеева М.С., Слободской П.А., Лукина Е.А., Якушева Н.А. Закономерности формирования структуры мартенситостареющей стали системы Fe–Cr–Ni–Mo–Ti в ходе термической обработки // Труды ВИАМ. 2024. № 2 (132). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-2-3-12.

Scientific article

**PATTERNS OF STRUCTURE FORMATION FOR OPEN-HEARTH STEEL  
OF THE Fe–Cr–Ni–Mo–Ti SYSTEM DURING HEAT TREATMENT***M.S. Alekseeva<sup>1</sup>, P.A. Slobodskoy<sup>1</sup>, E.A. Lukina<sup>1</sup>, N.A. Yakusheva<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

**Abstract.** The paper investigates the influence of structural and phase parameters on the mechanical properties of the martensitic-aging steel VNC-17 of the Fe–Cr–Ni–Mo–Ti system. Transmission electron microscopy methods have shown that the structure of the VNC-17 steel, heat treated according to modes including quenching and aging, is characterized by the release of a fine Ni<sub>3</sub>Ti phase, the existence of which is confirmed by studies of the phase composition by X-ray diffraction analysis. The revealed structural and phase features justify the choice of the heat treatment mode of the martensitic-aging steel VNC-17, which provides hardening without loss of plasticity.

**Keywords:** martensitic-aging steels, heat treatment, structure, metallographic studies, transmission electron microscopy, mechanical properties, X-ray diffraction analysis

**For citation:** Alekseeva M.S., Slobodskoy P.A., Lukina E.A., Yakusheva N.A. Patterns of structure formation for open-hearth steel of the Fe–Cr–Ni–Mo–Ti system during heat treatment. *Trudy VIAM*, 2024, no. 2 (132), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-2-3-12.

### Введение

Пружинные стали широко применяют в различных устройствах управления в виде датчиков и силовых упругих элементов. В последнее время проводятся исследования по разработке и совершенствованию высокопрочных сталей, в том числе для изготовления пружин, которые направлены на повышение характеристик прочности, пластичности, надежности и технологичности материала.

Значительная часть упругих чувствительных элементов изготавливается из дисперсионно-твердеющих сплавов. В России в изделиях ответственного назначения применяют упругие чувствительные элементы из дисперсионно-твердеющих сплавов БрБ2, 0X17H7ГТ (ЭИ814), 36НХТЮ (ЭИ702) [1–5], а также из средне- и высокоуглеродистых сталей мартенситного класса типа 60С2А. Сплавы 0X17H7ГТ (ЭИ814), 36НХТЮ (ЭИ702) и БрБ2, которые обладают коррозионной стойкостью в общеклиматических условиях, имеют недостаточно высокий уровень прочности (временного сопротивления), что приводит к снижению жизненного цикла упругого чувствительного элемента. Стали мартенситного класса типа 60С2А после комплексной термической обработки имеют предел прочности, необходимый для безотказной работы в течение всего жизненного цикла изделия ( $\sigma_b = 1570\text{--}1600$  МПа).

Исследования последних лет в России и за рубежом привели к созданию нового класса высокопрочных сталей на основе безуглеродистого мартенсита. Наиболее важным свойством этих сталей является сочетание высоких уровней прочностных и пластических характеристик, которое достигается за счет термической обработки: закалки с 900–1000 °С для получения мартенсита с большой плотностью микродефектов и старения мартенсита при 450–500 °С. Необходимость мартенситной структуры для получения максимального упрочнения при старении обоснована в работах, посвященных мартенситостареющим сталям [6, 7]. Обязательными элементами этих сталей являются никель (7–20 %) и добавки титана, алюминия, молибдена, за счет которых мартенсит упрочняется [6, 8]. В качестве основных применяют системы легирования Fe–Ni и Fe–Ni–Co, дополнительно легированные Ti, Be, Al, Nb, W, Mo (например, стали марок Н18К9М5Т, Н10Х11М2Т, Н18К14М5Т, 08Х16Н6Д2МБТ, ЭП679) [9].

Мартенситостареющая сталь является высокопрочным конструкционным материалом, обладающим высоким уровнем сопротивления хрупкому разрушению. Разработка этого класса стали позволила существенно повысить конструктивную прочность изделий. Механизм упрочнения мартенситостареющих сталей является одним из наиболее эффективных с позиции повышения показателей конструктивной прочности металлических материалов [10, 11]. В отличие от углеродистых сталей, упрочняемых углеродом из твердого раствора или карбидной фазы, упрочнение мартенситостареющих сталей основано на формировании множества мелкодисперсных частиц интерметаллидной фазы, выделяющихся из  $\alpha$ -твердого раствора при температуре отпуска (старения) и препятствующих перемещению дислокаций. Одна из основных задач при разработке и исследовании новых сталей, упрочняемых интерметаллидами, заключается в анализе особенностей дисперсных выделений. Сочетание пластичной матрицы, не содержащей вредных примесей, с мелкодисперсными равномерно распределенными прочными интерметаллидами является основным требованием, которое необходимо реализовать на завершающей стадии – этапе старения.

Специалисты [12] изучали структуру и свойства, а также оптимизировали режимы старения мартенситостареющих сталей. Особый интерес представляют результаты исследования состава, размеров и объемной доли интерметаллидных частиц, образующихся в процессе старения.

Высокий уровень эксплуатационных и технологических свойств в сочетании с высокой стоимостью определил область применения мартенситостареющих сталей – производство элементов конструкций ответственного назначения [13].

Важной и актуальной задачей в ходе отработки технологических параметров получения полуфабрикатов, а также установления температурно-временного диапазона для режимов старения и закалки является выбор параметров структурного состояния мартенситостареющих сталей, позволяющих обеспечить максимальный уровень механических характеристик изделий ответственного назначения [14–16].

Цель работы – установление закономерностей формирования структурно-фазового состояния мартенситостареющих сталей при термической обработке и оценка влияния структуры на комплекс механических характеристик.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

### Материалы и методы

В качестве объекта исследования выбрана проволока диаметром 3 мм из мартенситостареющей стали ВНС-17-УП системы Fe–Cr–Ni–Mo–Ti, изготовленная методом волочения. Исходное состояние – нагартованное с твердостью 29 HRC.

Для отработки режимов старения и закалки проволоки из стали ВНС-17-УП проводили термическую обработку в вакуумной печи в среде азота. Для исследований выбраны следующие режимы: закалка с температур 900, 1000 и 1200 °С, старение в течение 2 ч при температурах 480, 520, 540, 560 и 600 °С. Кроме того, применяли комплексные режимы термообработки: закалка с 900 °С и старение при 520 °С в течение 2 ч; закалка с 900 °С и старение при 560 °С в течение 2 ч.

Размер зерна в образцах определяли на травленных шлифах на металлографическом комплексе при увеличении  $\times 200$  методом площадей в соответствии с ГОСТ 5639–82. Изображения получали с помощью цифровой камеры. Подготовку к количественному анализу и математическую обработку изображений выполняли с использованием компьютерной программы. Микроструктуру микрошлифа исследовали с помощью металлографического микроскопа при увеличениях  $\times (7–500)$ , для съемки изображений применяли цифровую камеру.

Съемку для рентгенофлуоресцентного анализа проводили на дифрактометре в монохроматическом  $\text{Cu } K_{\alpha}$ -излучении ( $\lambda = 0,15418$  нм) в диапазоне углов 20–100 градусов с шагом  $\Delta 2\theta = 0,016$  градуса и выдержкой 40 с в геометрии Брэгга–Брентано. Дифрактограммы расшифровывали с применением специализированной программы и структурной базы данных.

Морфологию и характер фазовых выделений изучали дифракционным методом просвечивающей электронной микроскопии. Для исследования локального химического состава микроскоп оснащен энергодисперсионным анализатором с энергетическим разрешением 122 эВ ( $1,95 \cdot 10^{-17}$  Дж) и локальностью 2 нм.

Исследования с применением просвечивающей электронной микроскопии проводили на фольге, полученной методом струйной полировки в кислотном-спиртовом электролите, охлажденном до  $-38$  °С.

Твердость определяли методом Роквелла по ГОСТ 9013–59.

Испытания на растяжение для оценки механических характеристик проводили по ГОСТ 10446–80 при комнатной температуре на универсальной испытательной машине. Механические характеристики определяли в продольном направлении.

### Результаты и обсуждение

Проведены металлографические исследования образцов стали после закалки с температур 900, 1000, 1100 и 1200 °С (рис. 1) и определен размер зерна. Результаты исследования показали, что при температуре нагрева под закалку до 900 °С размер зерна

соответствует 10–11 баллам при среднем диаметре  $9,62 \pm 0,48$  мкм; до 1000 °С: 10–11 баллам и  $12,56 \pm 0,18$  мкм; до 1200 °С: 3 баллам и  $111,19 \pm 5,79$  мкм соответственно.

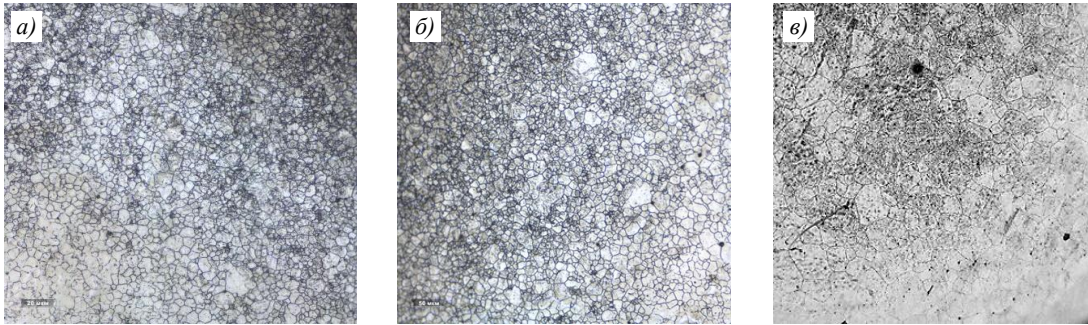


Рис. 1. Зеренная структура стали ВНС-17-УП после закалки с температур 900 (а), 1000 (б) и 1200 °С (в)

При повышении температуры закалки изменяется дисперсность пластин мартенсита. Так, при закалке с 900 °С структура состоит из мелкоигльчатого мартенсита, с 1200 °С – имеет грубые мартенситные иглы.

Методом оптической микроскопии исследовали образцы проволоки из мартенситостареющей стали после старения при различных температурах. Исследования показали, что при температурах 480, 500 и 600 °С карбонитридные выделения располагаются в виде скоплений как внутри, так и по границам зерен. В диапазоне температур старения 520–560 °С множественные мелкие выделения карбонитридов находятся преимущественно внутри зерна (рис. 2).

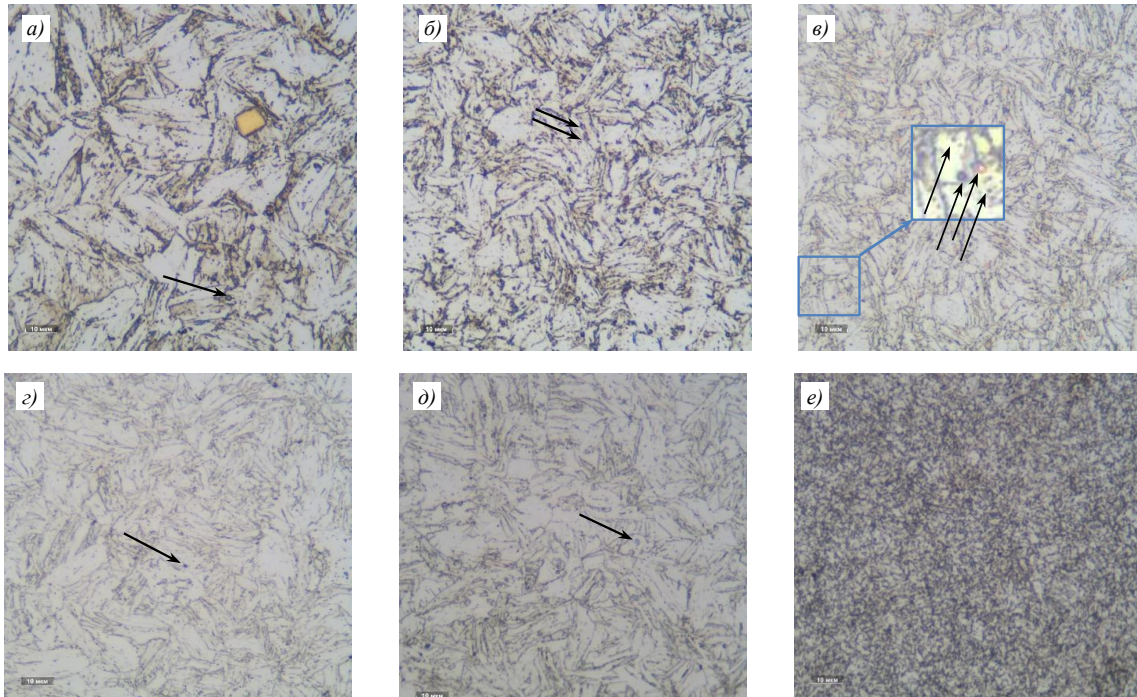


Рис. 2. Структуры стали ВНС-17-УП после старения при температурах 480 (а), 500 (б), 520 (в), 540 (г), 560 (д) и 600 °С (е). Стрелками показаны выделения карбонитридов

Для определения механических свойств проводили испытания на растяжение и оценивали твердость образцов стали ВНС-17-УП после закалки и старения при различных температурах.

Таблица 1

Механические свойства при растяжении и твердость проволоки из стали ВНС-17-УП

Термообработка	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta_{100}$ , %	$\psi$ , %	Твердость HRC
В исходном состоянии (без термообработки)	970	1080	2,3	28	32
Закалка с температуры, °С:					
900	850	1040	6,7	62	33
1000	770	1020	5,0	55	34
1100	–	1030	4,6	54	32
1200	–	1040	5,0	51	30
Старение в течение 2 ч при температуре, °С:					
480	1940	1980	1,6	50	47
500	1940	2010	1,2	45	47,5
520	1930	1940	1,0	58	49
540	1490	1490	1,4	43	45
560	1410	1440	2,7	51	43,5
600	1150	1270	7,8	52	45,5

Примечание.  $\sigma_{0,2}$  – предел текучести,  $\sigma_b$  – предел прочности,  $\delta_{100}$  – относительное удлинение,  $\psi$  – относительное сужение.

Методом рентгенофазового анализа установлен фазовый состав сплава ВНС-17-УП. На дифрактограмме сплава ВНС-17-УП в состоянии после закалки и старения видно, что кроме интенсивных максимумов, которые относятся к  $\alpha$ -твердому раствору (мартенситная фаза), есть отражения низкой интенсивности (рис. 3). Для более достоверного анализа получена дифрактограмма с логарифмической шкалой, подтверждающая, что интенсивность линий, не относящихся к  $\alpha$ -фазе, возрастает. Большинство низкоинтенсивных линий можно отнести к  $\chi$ -фазе, которая, по-видимому, содержит С, Cr, Ni, Mo, Ti и имеет кубическую кристаллическую решетку (P43m). Часть отражений можно объяснить присутствием фазы с гексагональной решеткой (типа фазы Лавеса)  $Ni_3Ti$  (P63/mmc). Кроме того, по-видимому, в структуре присутствует фаза Лавеса  $Cr_2Ti$  с гексагональной решеткой.

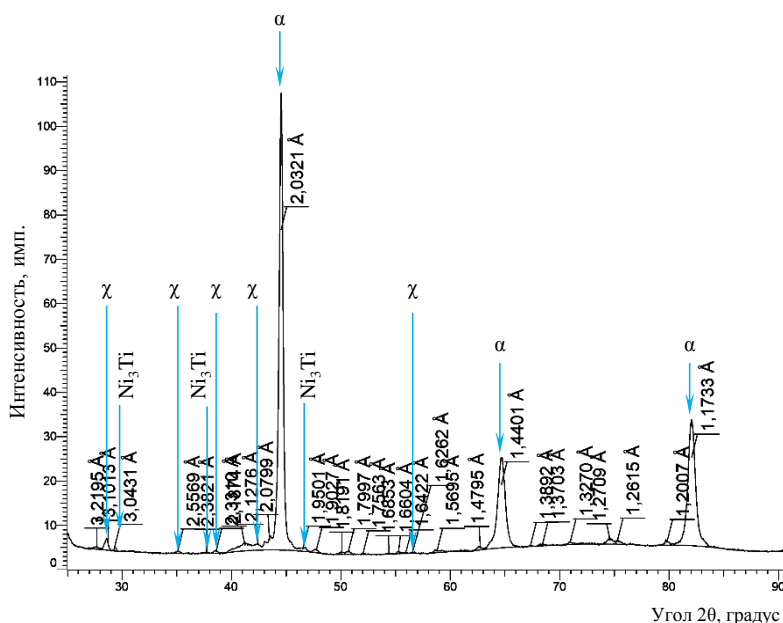


Рис. 3. Дифрактограмма стали ВНС-17-УП после закалки и старения

Морфология и характер распределения фаз в стали после закалки с 900 °С, а также комплексного воздействия (закалки с 900 °С и старения при 520 °С в течение 2 ч), изученные методом просвечивающей электронной микроскопии, представлены на рис. 4. Методом рентгеноспектрального анализа с локальностью 2 нм исследован элементный состав отдельных фаз и структурных элементов. Состояние сплава после закалки с 900 °С характеризуется структурой, состоящей из разориентированных фрагментов (субзерен), разделенных малоугловыми границами, внутри которых наблюдается развитая дислокационная структура. Внутри деформированных фрагментов располагаются выделения округлой формы размером от ~40 до 150 нм.

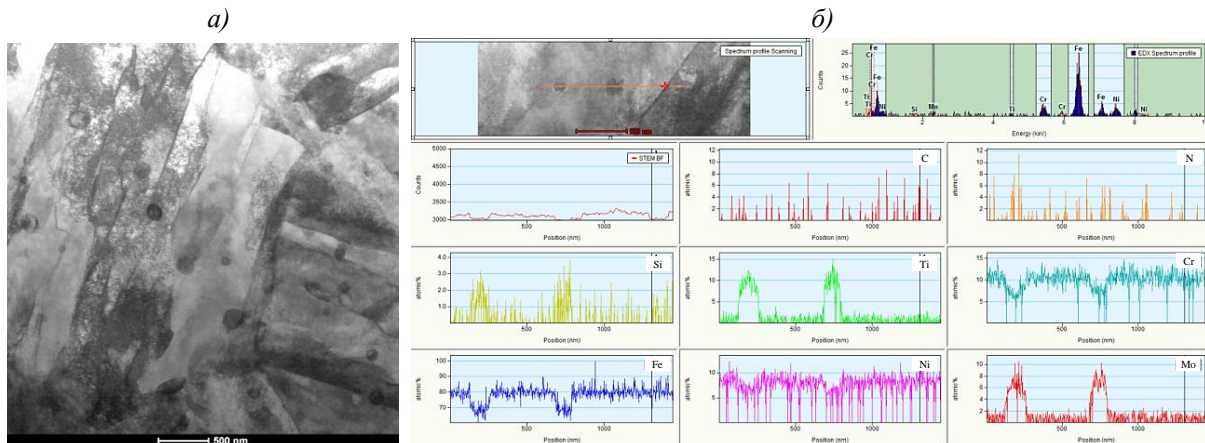


Рис. 4. Субзеренная структура стали ВНС-17-УП после закалки с 900 °С (а) и профиль распределения легирующих элементов вдоль линий, пересекающих частицы фаз (б)

Структура сплава после закалки с 900 °С и старения при 520 °С в течение 2 ч состоит из разориентированных фрагментов, разделенных малоугловыми границами, внутри которых отмечена развитая дислокационная структура. Участки с одинаково ориентированными фрагментами образуют зерна, разделенные высокоугловыми границами (рис. 5, а). Внутри фрагментов наблюдаются мартенситные пластины толщиной ~40 нм. Внутри деформированных фрагментов располагаются выделения округлой формы размерами ~150 и ~50 нм. Частицы размером ~50 нм обогащены С, Ti, N и Mo (рис. 5, в), размером ~150 нм – Si, Ti, N и Mo (рис. 5, з). Исследования распределения химических элементов по линии, пересекающей структурные составляющие, показали, что матрица содержит элементы, характерные для стали ВНС-17-УП, а флуктуации состава на профиле распределения элементов наблюдаются только при пересечении границы «фаза–матрица» (рис. 5).

Состав и морфология фаз исследованы методами темнопольной микроскопии. Показано, что после применения комплексных режимов термообработки (закалка с 900 °С и старение при 520 °С в течение 2 ч; закалка с 900 °С и старение при 560 °С в течение 2 ч) выделяются частицы дисперсной фазы  $Ni_3Ti$  размером ~20 нм (рис. 6, а, б). Частицы имеют игольчатую форму и равномерно распределены по объему субзерна. Наблюдаются частицы, ориентированные в определенных направлениях, что свидетельствует о существовании четкого ориентационного соотношения между фазой и матрицей. Выделения фазы  $Ni_3Ti$  также присутствуют на субграницах, местами образуя равномерные цепочки. Однако морфологически данные частицы отличаются от выделений в объеме зерна и имеют округлую неопределенную форму (рис. 6). Размер зернограницных выделений составляет 30–40 нм. Исследования распределения химических элементов по линии, пересекающей частицы дисперсной фазы, подтверждают наличие в составе Ni и Ti (рис. 6, в).

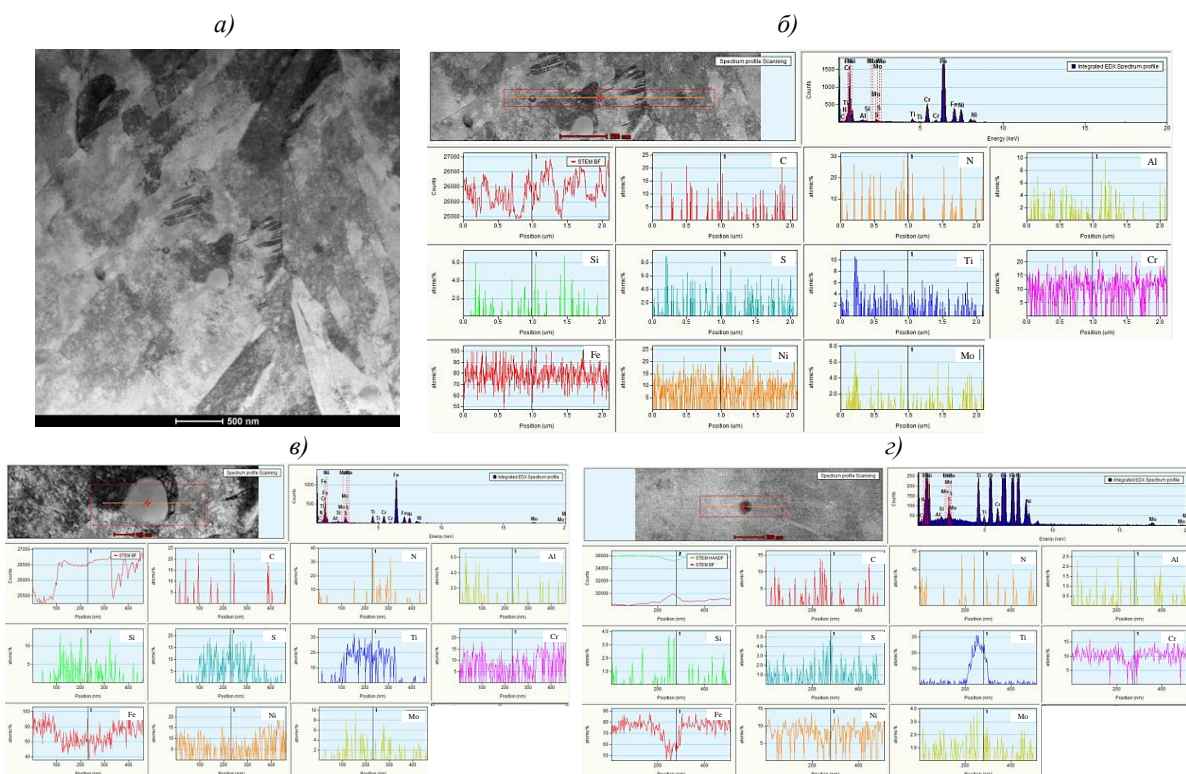


Рис. 5. Структура стали ВНС-17-УП после закалки с 900 °С и старения при 520 °С в течение 2 ч: *а* – граница зерна и участок с пластинами мартенсита; *б*, *в*, *г* – профили распределения легирующих элементов вдоль линий, пересекающих частицы фаз

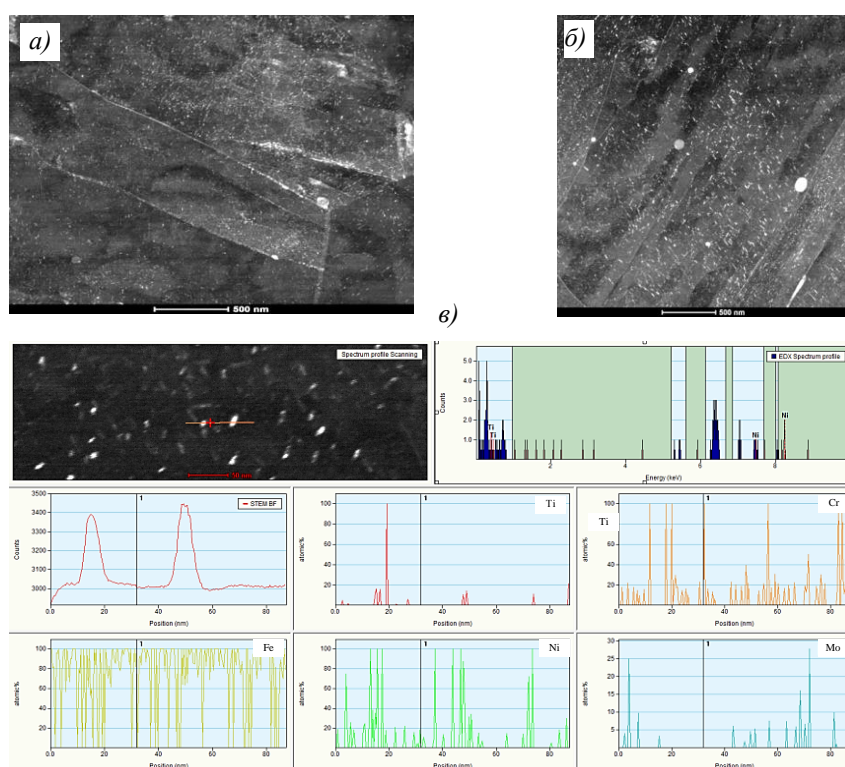


Рис. 6. Темнопольное изображение частиц фазы Ni<sub>3</sub>Ti в стали ВНС-17-УП после закалки с 900 °С и старения при 520 °С в течение 2 ч (*а*), после закалки с 900 °С и старения при 560 °С в течение 2 ч (*б*) и профили распределения легирующих элементов вдоль линий, пересекающих частицы фаз Ni<sub>3</sub>Ti (*в*)

Мартенситостаряющая сталь ВНС-17-УП характеризуется наиболее высоким уровнем прочностных свойств с сохранением высокой пластичности после закалки с 900 °С. При этой же температуре наблюдаются минимальный размер зерна и соответствующие ему баллы, а также дисперсная мартенситная структура. Например, при закалке с температуры 1200 °С отмечена грубая мартенситная структура, организованная в пакеты однонаправленных пластин. После старения при температурах 480 и 500 °С в течение 2 ч сталь обладает повышенной прочностью по сравнению с исходной структурой и пластичностью 1,6 и 1,2 % соответственно, карбонитриды распределяются преимущественно по границам, что ведет к охрупчиванию материала. Благоприятное распределение карбонитридов преимущественно внутри зерна характерно для температур старения в диапазоне 520–560 °С. Сочетание закалки и старения приводит к дополнительному упрочнению за счет распада твердого раствора с выделением дисперсной интерметаллидной фазы Ni<sub>3</sub>Ti. Подход к выбору температур закалки и старения для формирования комплексного режима основан на данных анализа микроструктуры и механических свойств стали. Следовательно, для отработки комплексного режима выбраны температуры старения 520 и 560 °С и температура закалки 900 °С.

Комплексные режимы термообработки обеспечивают равномерное выделение дисперсной интерметаллидной фазы Ni<sub>3</sub>Ti внутри зерен с высокой плотностью и на границах субзерен. Для обоих режимов характерно равномерное распределение частиц фазы Ni<sub>3</sub>Ti по объему. На приведенных снимках из-за различной ориентации субзерен наблюдаются участки структуры, где частицы не находятся в отражающем положении и, следовательно, не видны.

Плотность выделения и дисперсность частиц больше для состояния сплава после закалки с 900 °С и старения при 520 °С в течение 2 ч. Соотношение толщины к длине частиц игольчатой формы фазы Ni<sub>3</sub>Ti больше для состояния сплава после закалки с 900 °С и старения при 560 °С в течение 2 ч. С повышением температуры старения происходит интенсификация распада твердого раствора с огрублением выделяющихся фаз, что может приводить к снижению уровня механических свойств сплава.

Таким образом, формирование комплекса свойств (прочность 1600 МПа, пластичность 8 %) может быть обусловлено высокой плотностью и равномерностью выделения фазы Ni<sub>3</sub>Ti (табл. 2).

Таблица 2

**Механические свойства при растяжении и твердость проволоки из стали ВНС-17-УП**

Термообработка	Предел прочности $\sigma_b$ , МПа	Относительное удлинение $\delta_{100}$ , %	Твердость HRC
Закалка с 900 °С и старение при 520 °С в течение 2 ч	1620	8,0	53
Закалка с 900 °С и старение при 560 °С в течение 2 ч	1500	8,0	48

### Заключения

Показано, что увеличение температуры закалки образцов проволоки из стали ВНС-17-УП с 900 до 1200 °С приводит к изменению размера зерна с 10–11 до 3 баллов при сохранении уровня механических свойств: предел прочности 1040 МПа, пластичность 5 %, твердость 30 HRC. Температура закалки 900 °С обеспечивает размер зерна, соответствующий 10–11 баллам, и прочность 1040 МПа.

Показано, что в диапазоне температур старения 480–600 °С в образцах нагартованной проволоки изменяется характер распределения карбонитридных включений. При уменьшении температуры старения с 600 до 480 °С предел прочности достигает 1980–2010 МПа. Температуры старения в диапазоне 520–560 °С обеспечивают равномерное распределение множественных мелких карбонитридов преимущественно внутри зерна.

Методами просвечивающей микроскопии показано, что упрочнение стали ВНС-17-УП без потери пластичности обусловлено высокодисперсным, равномерным распадом с образованием частиц фазы  $Ni_3Ti$  при применении термообработки, сочетающей закалку с  $900\text{ }^\circ\text{C}$  и старение при  $520\text{ }^\circ\text{C}$  в течение 2 ч.

#### Список источников

1. Перкас М.Д., Кардонский В.М. Высокопрочные мартенситностареющие стали. М.: Металлургия, 1970. 224 с.
2. Каблов Е.Н., Бакрадзе М.М., Громов В.И., Вознесенская Н.М., Якушева Н.А. Новые высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали для аэрокосмической техники разработки ФГУП «ВИАМ» (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.
3. Каблов Е.Н. Роль фундаментальных исследований при создании материалов нового поколения // Тез. док. XXI Менделеевского съезда по общей и прикладной химии: в 6 т. СПб., 2019. Т. 4. С. 24.
4. Кондратов В.М. Деформация мартенситностареющих сталей при термической обработке // Металловедение и термическая обработка. 1972. № 10. С. 15–19.
5. Агбалян С.Г., Симонян В.А. Обзор особенностей, методов производства и перспектив использования мартенситно-стареющих сталей // Международный научно-исследовательский журнал. 2022. № 8. С. 1–12.
6. Кондратов В.М., Потехин Б.А. Упрочнение дисперсионно-твердеющих сталей при старении // Тез. докл. конф. «Новые металлы в народном хозяйстве». Киров: Киров. политех. ин-т, 1969. С. 92–101.
7. Севальнев Г.С., Якушева Н.А., Коробова Е.Н., Дульнев К.В. Исследование кинетики диффузионного насыщения высокохромистых сталей мартенситного класса после различных видов химико-термической обработки // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 3 (68). Ст. 01. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 30.10.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-3-14.
8. Бодяко М.Н., Астапчук С.А., Ярошевич Г.Б. Мартенситно-стареющие стали. Минск: Наука и Техника, 1976. 246 с.
9. Грачева А.В., Костромин С.В., Салова Н.В., Шестакова М.А., Толстых И.А. Исследование структуры и свойств мартенситностареющей стали после упрочняющей термообработки // Современные материалы, техника и технологии. 2015. № 3 (3). С. 69–72.
10. Маркова Е.С., Покровская Н.Г., Шалькевич А.Б., Громов В.И. Мартенситностареющие стали – новые перспективные материалы для валов ГТД // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 5. С. 81–84.
11. Моисеенков В.В., Севальнев Г.С., Волков Р.Б., Дульнев К.В., Левин Е.А. Применение метода ротационнойковки для получения прутков из высокоазотистой стали ВНС-78 // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 4 (69). Ст. 01. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 30.10.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-4-3-15.
12. Гриб В.В., Лазарев Г.Е. Лабораторные испытания материалов на трение и износ. М.: Наука, 1968. 139 с.
13. Кондратов В.М., Потехин Б.А. Особенности упрочнения Fe–Cr–Ni дисперсионно-твердеющей стали // Металловедение и термическая обработка. 1971. № 1. С. 17–20.
14. Tavaresa S.S.M., Abreub H.F.G., Netoc J.M. et al. A thermomagnetic study of the martensite-austenite phase transition in the maraging 350 steel // Journal of Alloys and Compounds. 2003. Vol. 358. P. 152–156.
15. Садовский В.Д., Малышев К.А., Сазонов Б.Г. Фазовые и структурные превращения при нагреве стали. М.: Металлургиздат, 1957. 118 с.
16. Перкас М.Д. Структура, свойства и области применения высокопрочных мартенситно-стареющих сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. 1985. № 5. С. 23–33.

## References

1. Perkas M.D., Kardonsky V.M. *High-strength maraging steels*. Moscow: Metallurgiya, 1970, 224 p.
2. Kablov E.N., Bakradze M.M., Gromov V.I., Voznesenskaya N.M., Yakusheva N.A. New high strength structural and corrosion-resistant steels for aerospace equipment developed by FSUE «VIAM» (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.
3. Kablov E.N. The role of fundamental research in the creation of new generation materials. *Reports XXI Mendeleev Congress on General and Applied Chemistry*: in 6 vols. St. Petersburg, 2019, vol. 4, p. 24.
4. Kondratov V.M. Deformation of maraging steels during heat treatment. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka*, 1972, no. 10, pp. 15–19.
5. Agbalyan S.G., Simonyan V.A. Review of features, production methods and prospects for the use of maraging steels. *Mezhdunarodnyy nauchno-issledovatel'skiy zhurnal*, 2022, no. 8, pp. 1–12.
6. Kondratov V.M., Potekhin B.A. Strengthening of dispersion-hardening steels during aging. *Reports conf. «New metals in the national economy»*. Kirov: Kirov Polytech. Institute, 1969, pp. 92–101.
7. Sevalnev G.S., Yakusheva N.A., Korobova E.N., Dulnev K.V. Study of the diffusion saturation kinetics of high-chromium carbon steels of the martensitic class after various types of chemical-heat treatment. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 3 (68), paper no. 01. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 30, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-3-14.
8. Bodyako M.N., Astapchuk S.A., Yaroshevich G.B. *Maraging steels*. Minsk: Science and Technology, 1976, 246 p.
9. Gracheva A.V., Kostromin S.V., Salova N.V., Shestakova M.A., Tolstykh I.A. Study of the structure and properties of maraging steel after hardening heat treatment. *Sovremennyye materialy, tekhnika i tehnologii*, 2015, no. 3 (3), pp. 69–72.
10. Markova E.S., Pokrovskaya N.G., Shalkevich A.B., Gromov V.I. Maraging became – new perspective materials for GTE shaft. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. 5, pp. 81–84.
11. Moiseyenko V.V., Sevalnev G.S., Volkov R.B., Dulnev K.V., Levin E.A. Application of the rotational forging method for the production of bars from high-nitrogen steel VNS-78. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (69), paper no. 01. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 30, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-4-3-15.
12. Grib V.V., Lazarev G.E. *Laboratory testing of materials for friction and wear*. Moscow: Nauka, 1968, 139 p.
13. Kondratov V.M., Potekhin B.A. Features of hardening of Fe–Cr–Ni dispersion-hardening steel. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka*, 1971, no. 1, pp. 17–20.
14. Tavaresa S.S.M., Abreub H.F.G., Netoc J.M. et al. A thermomagnetic study of the martensite-austenite phase transition in the maraging 350 steel. *Journal of Alloys and Compounds*, 2003, vol. 358, pp. 152–156.
15. Sadovsky V.D., Malyshev K.A., Sazonov B.G. *Phase and structural transformations when heating steel*. Moscow: Metallurgizdat, 1957, 118 p.
16. Perkas M.D. Structure, properties and areas of application of high-strength maraging steels. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 1985, no. 5, pp. 23–33.

## Информация об авторах

**Алексеева Мария Сергеевна**, заместитель начальника лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Слободской Павел Антонович**, техник 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Лукина Ева Александровна**, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Якушева Наталья Александровна**, заместитель начальника НИО, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

## Information about the authors

**Maria S. Alekseeva**, Deputy Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Pavel A. Slobodskoy**, First Category Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Eva A. Lukina**, Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Natalia A. Yakusheva**, Deputy Head of Scientific-Research Bureau, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

Статья поступила в редакцию 18.12.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 11.01.2024.

The article was submitted 18.12.2023; approved and accepted for publication after reviewing 11.01.2024.