

PACS numbers: 61.72.Ff, 62.20.Qr, 64.70.kd, 64.75.Nx, 81.30.Bx, 81.40.Cd, 81.40.Ef

Фазовые превращения, структура и свойства сплава X65HВФТ на основе хрома

А. М. Адашкин, В. Н. Бутрим*, И. Ю. Сапронов**

ФГБОУ ВПО Московский государственный технологический университет «СТАНКИН»,

пер. Вадковский, 3^а,

127055 Москва, Россия

**Институт новых металлургических технологий ОАО «Композит»,*

ул. Пионерская, 4,

141070 г. Королёв, Московская область, Россия

***Институт металлургии им. А. А. Байкова РАН,*

просп. Ленинский, 49,

119991 Москва, Россия

Исследована структура и свойства сплава X65HВФТ на основе хрома, обладающего жаропрочностью и жаростойкостью, после отжига и закалки от разных температур. Установлено, что упрочнение сплава достигается за счёт получения пересыщенного высоколегированного твёрдого раствора никеля в кристаллической решётке хрома.

Досліджено структуру та властивості ступу X65HВФТ на основі хрому, що характеризується жароміцністю та жаротривкістю, після відпалу і гартування від різних температур. Встановлено, що зміцнення ступу досягається за рахунок одержання пересиченого високолегованого твердого розчину нікелю в кристалічній ґратниці хрому.

The structure and properties of the wear and heat-resistant chromium-based X65HВФТ alloy are investigated after annealing and hardening from different temperatures. As revealed, the growth of strength of the alloy is achieved by high alloying of the substitutional solid solution with nickel atoms dissolved in the chromium crystal lattice.

Ключевые слова: диаграмма состояния Ni–Cr, структура сплава, твёрдый раствор, взаимная растворимость никеля и хрома, механизм упрочнения, закалка.

(Получено 18 февраля 2013 г.; окончат. вариант — 25 сентября 2013 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Условия эксплуатации машин, агрегатов, установок в ряде промышленных отраслей характеризуются повышенными или высокими температурами. Это энергетика, транспорт, нефтехимическое производство, авиация, ракетостроение и космическая промышленность. При высоких температурах работают детали котлов, газовых турбин, реактивных двигателей, атомных реакторов и др. Их эксплуатация не возможна без применения специальных материалов, сохраняющих необходимую прочность при нагреве — жаропрочных. Жаропрочный материал должен обладать высоким уровнем межатомных связей, они тем сильнее, чем выше температура плавления. Таким образом, наиболее высокой жаропрочностью обладают тугоплавкие металлы — Cr, V, Nb, Mo, Ta, W с температурами плавления 1890–3380°C, и сплавы на их основе [1].

Условия эксплуатации ряда деталей авиационной и космической техники требуют от материалов не только высокой жаропрочности, но и жаростойкости [1–4].

Хром является уникальным тугоплавким металлом — единственным, обладающим жаростойкостью. При взаимодействии хрома с окислительной средой образуются плотные оксиды Cr₂O₃, отвечающие, в наибольшей степени, требованиям к защитным плёнкам — хорошая адгезия с металлом-основой, малая дефектность кристаллической решётки и др. Жаростойкостью обладают и сплавы на основе хрома. Они устойчивы также против газовой коррозии в продуктах сгорания топлива, содержащего серу [2, 3].

Все остальные тугоплавкие металлы и сплавы на их основе не обладают жаростойкостью, это связано с тем, что оксиды этих металлов не создают надёжной защитной плёнки [1–5].

Объект исследования настоящей работы — сплав Х65НВФТ на основе хрома (состав, % масс.: Cr — основа, Ni — 32, Ti — 0,5, V — 0,25, W — 1,5, примеси — O, N, Si, Al, Fe, суммарное количество которых не более 0,85). В настоящее время этот сплав используется в качестве жаростойкого материала.

Возможность использования сплавов на основе хрома в качестве жаропрочных определяется их механическими свойствами при 20°C и высоких температурах. Однако, в справочной литературе [1, 3–5], содержащей самую широкую и разнообразную информацию о свойствах большого количества жаропрочных и жаростойких материалов, сплавы на основе хрома не представлены.

Результаты определения механических свойств сплава Х65НВФТ в состоянии поставки при 20°C и высоких температурах приведены в [6–8]. Они показали перспективность использования этого сплава не только в качестве жаростойкого, но и жаропрочного. Важным обстоятельством, определяющим целесообразность такого исполь-

зования сплава Х65НВФТ, является то, что сплав не претерпевает полиморфного превращения. Для сплавов, претерпевающих полиморфное превращение, температура начала разупрочнения зависит от температуры именно этого превращения [1, 9–11], которая значительно ниже температуры плавления, т.е. такие металлы и сплавы обладают пониженной жаропрочностью.

Однако, в работе [6–8] не исследовано влияние термической обработки на фазовые превращения, структуру и свойства сплава — факторы, существенно влияющие на жаропрочность.

Цель настоящей работы — исследование фазовых превращений, структуры и свойств сплава Х65НВФТ для последующего изучения влияния этих факторов на жаропрочность, т.е. долговременные свойства сплава при высоких температурах — предел ползучести, длительная прочность.

2. МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Для проведения исследований использовали образцы в виде цилиндров $\varnothing 18$ мм и высотой 20 мм. Структура и твёрдость всех образцов до термической обработки соответствовала состоянию поставки по ТУ 1850-540-56897835-2012 «Прутки прессованные из сплава Х65НВФТ (ВХ4)» (после горячей пластической деформации отжиг при температуре 900°C в течение 16 часов с последующим охлаждением на воздухе).

Образцы подвергали закалке от различных температур с охлаждением в масле, что предотвращало их растрескивание. Нагрев осуществляли в печи ПЛ10/16 в окислительной атмосфере. Образцы закладывали в предварительно нагретую до заданной температуры печь и выдерживали перед охлаждением 20 мин. После закалки выполняли отпуск при температуре 350°C (время выдержки 2 часа, охлаждение на воздухе).

Пробоподготовку образцов после термической обработки выполняли на оборудовании фирмы «Struers» (Дания). Металлографический анализ и измерения микротвёрдости выполняли на продольных шлифах, микрорентгеноспектральный и рентгенофазовый — на поперечных.

Металлографический анализ структуры сплава выполняли на лазерном конфокальном сканирующем микроскопе «OLYMPUS LEXT 3100» (Япония) при увеличении, $\times 1000$. Наблюдение проводили методом дифференциального интерференционного контраста Номарского.

Рентгенофазовый анализ (РФА) выполняли на дифрактометре «Дрон-3» с использованием CoK_α -излучения. Съёмку выполняли в условиях симметричной фокусировки по Брэггу–Брентано с применением β -фильтра. РФА носил псевдоколичественный характер.

Микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) проводили с ис-

пользованием растрового электронного микроскопа JSM-7401F (Jeol, Япония). Использовали ускоряющие напряжения в диапазоне 5–10 кВ. Химический состав определяли с помощью энергодисперсионного анализатора Oxford INCA Energy (Oxford Instrument, Англия). Регистрацию характеристического рентгеновского излучения осуществлялась кремний–литиевым детектором со спектральным разрешением 133 эВ. Относительная ошибка определения концентрации элементов — до 10–20%.

Твёрдость определяли по Роквеллу (HRC) на приборе «INSTRON WILSON HARDNESS 574» (США). Число измерений $n = 5$. Абсолютная ошибка измерения (систематическая) ± 1 HRC.

Микротвёрдость измеряли с помощью микротвердомера «DURAMIN-2» (Shimadzu, Япония). Измерения проводили с нагрузками 19,6 Н и 0,098 Н. Значения твёрдости оценивали, как среднее из пяти измерений. Относительная ошибка среднего значения с достоверностью 95% не превышала 10%.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В соответствии с диаграммой состояния Ni–Cr (рис. 1) структура сплавов этой системы может включать следующие фазы [10]:
– твёрдый раствор никеля в хrome с объёмно-центрированной кубической (ОЦК) кристаллической решёткой (α -фаза);

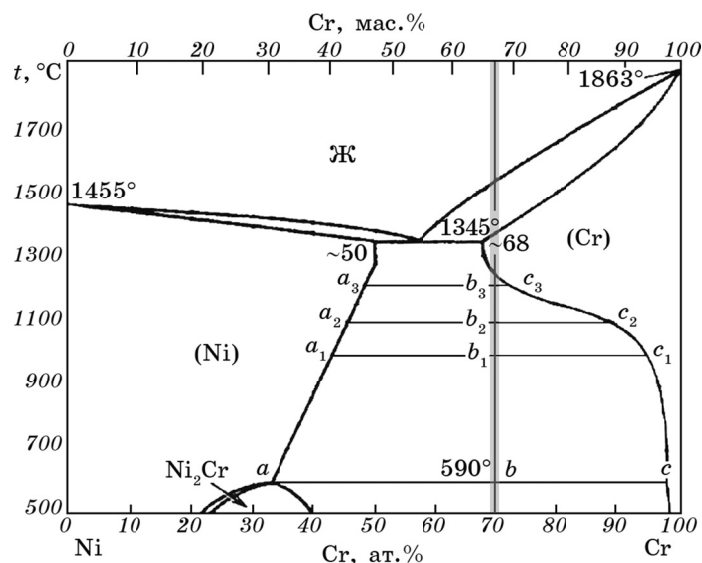


Рис. 1. Диаграмма состояния сплавов Ni–Cr [10]. Сплав Cr–30%Ni выделен серым цветом.

- твёрдый раствор хрома в никеле с гранецентрированной кубической (ГЦК) кристаллической решёткой (γ -фаза);
- интерметаллид Ni_2Cr , с широкой областью гомогенности, образующийся при температуре 590°C в результате упорядочения расположения атомов в узлах объёмно-центрированной орторомбической кристаллической решётки (γ' -фаза).

Структура сплава Х65НВФТ в состоянии поставки, по результатам нашего исследования, — твёрдый раствор никеля в хrome с ОЦК-решёткой (символ Пирсона $cI2/1$; пространственная группа $I\bar{m}3m$; период $a = 2,90 \text{ \AA}$); ГЦК-фаза — это интерметаллид состава $\text{Ni}_{11}\text{Cr}_9$ (символ Пирсона $cF4$; пространственная группа $Fm\bar{3}m$; период $a = 3,60 \text{ \AA}$). Это подтверждено и МРСА интерметаллидной фазы, выполненным для двух разных полей зрения. Получены следующие массовые соотношения никеля и хрома (в %) — $54,8 : 39,9$ и $47,9 : 44,9$. С учётом атомной массы хрома и никеля ($52,01 \text{ г/моль}$ и $58,69 \text{ г/моль}$, соответственно) и погрешности метода атомное соотношение составляет приблизительно $1:1$. При этом упорядочение атомов в ГЦК-фазе отсутствует. Превращения типа порядок \leftrightarrow беспорядок, связанные с замещением атомов одного сорта атомами другого сорта имеют небольшую скорость [13], т.е. упорядочение требует длительных изотермических выдержек, тогда как охлаждение образцов после отжига на воздухе является ускоренным.

На рентгенограммах линии ГЦК-фазы, полученной в результате закалки от температур $1000\text{--}1250^\circ\text{C}$ и в отожжённом состоянии, идентичны; период ГЦК-решётки $a = 3,60 \text{ \AA}$.

Большей частью зерна ГЦК-фазы вытянуты вдоль направления горячей пластической деформации (рис. 2), а оставшаяся часть имеет мелкопластинчатое строение, которая совместно с ОЦК-фазой формирует основу сплава, состав которой близок составу

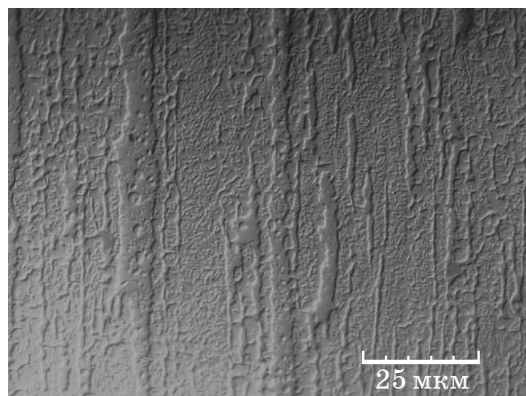


Рис. 2. Микроструктура сплава Х65НВФТ в состоянии поставки.

ТАБЛИЦА 1. Химический состав фаз сплава Х65НВФТ в состоянии поставки.

Элемент структуры	Содержание химических элементов, %							
	O	Al	Si	Ti	V	Cr	Ni	W
Неметаллические включения	35,7	3,9	0,5	52,2	0,5	5,7	1,3	0,2
	39,6	2,6	0,5	51,1	0,4	5,0	0,8	–
	41,1	6,7	0,3	46,0	0,4	4,5	0,8	0,3
γ-фаза	–	–	1,0	–	0,3	37,8	59,6	1,3
Основа (α + γ)	–	0,1	0,7	0,3	0,2	64,4	32,4	1,9

сплава (табл. 1).

В структуре сплава имеются также неметаллические включения (они отчётливо видны на рис. 4, *г* ниже), в основном, по результатам МРСА, — это оксиды алюминия, а также сложные оксиды, в состав которых входят алюминий и титан, или алюминий, титан и хром (см. табл. 1). Твёрдость оксидов свыше 1500 HV 0,01. Однако, в связи с малым объёмным содержанием неметаллических включений, их влиянием на фазовые превращения и твёрдость сплава можно пренебречь.

Твёрдость основных фаз — ОЦК и ГЦК существенно различается и составляет, соответственно, 578 HV 0,01 и 434 HV 0,01. Следует

ТАБЛИЦА 2. Относительное количество ГЦК-фазы в сплавах Х65НВФТ и Cr–32%Ni в зависимости от термической обработки.

Термообработка	Относительное количество ГЦК-фазы, % об.	
	Х65НВФТ	Cr–32%Ni
Отжиг при 900°C 16 ч.; охл. на воздухе до 20°C	47	–
Закалка от температуры, °C		
590	–	49 (конода « <i>a-b-c</i> »)
1000	47	49 (конода « <i>a₁-b₁-c₁</i> »)
1100	40	45 (конода « <i>a₂-b₂-c₂</i> »)
1150	33	33
1180	8	9
1200	5	8 (конода « <i>a₃-b₃-c₃</i> »)
1250	0	0

Примечания: Приняли, что суммарное количество ОЦК- и ГЦК-фаз составляет 100%; долю неметаллических включений не учитывали из-за их малого количества. Коноды при температурах 1150 и 1180°C на рис. 1 не показаны, чтобы не перегружать рисунок.

отметить, что для малых нагрузок характерны более высокие показатели твёрдости материала [14].

Твёрдость сплава в состоянии поставки — 35 HRC, это хорошо согласуется с измерениями твёрдости по Виккерсу при нагрузке 19,6 Н — 377 HV2.

Для оценки возможности использования диаграммы состояния Ni–Cr для прогнозирования и обсуждения превращений, происходящих в реальном сплаве Х65НВФТ, исходно (перед термической обработкой) находящемся в состоянии поставки и содержащем, помимо основных компонентов — хрома и никеля, небольшие количества других легирующих элементов (см. состав сплава), используя разные методы, провели сравнение количественных соотношений фаз. Экспериментально — РФА для сплава Х65НВФТ, и теоретически — расчётом с помощью конод для сплава Cr–32% Ni (рис. 1, табл. 2). Достаточно хорошее совпадение результатов (см. табл. 2) позволило дать положительный ответ о возможности использования диаграммы состояния для оценки структурных превращений.

Закалка сплава Х65НВФТ вызывает очень сильное упрочнение — достигается повышение твёрдости более 20 HRC (табл. 3). При этом следует отметить принципиальные отличия в механизмах упрочнения сплава Х65НВФТ, от других жаропрочных сплавов на основе никеля и тугоплавких металлов.

Упрочнение сплавов на основе никеля и ниобия достигается за

ТАБЛИЦА 3. Твёрдость сплава Х65НВФТ и микротвёрдость составляющих его фаз в зависимости от термической обработки.

Термообработка	HRC	HV2	HV0,01	
			ОЦК-фаза	ГЦК-фаза
Отжиг при 900°C 16 ч.; охл. на воздухе до 20°C	35	380	–	–
Доп. отжиг 1300°C 6 ч.; охл. с печью до 20°C	35	390	580	435
Закалка 1300°C	58	–	870	–
Закалка 1250°C	58	–	–	–
Закалка 1200°C	57	700	790	470
Закалка 1180°C	57	–	875	440
Закалка 1150°C	57	–	–	–
Закалка 1100°C	50	–	–	–
Закалка 1000°C	45	–	–	–

Примечание: Дополнительный отжиг 1300°C выполнен для укрупнения частиц ГЦК-фазы с целью корректного измерения их микротвёрдости.

счёт дисперсионного твердения — за счёт выделения из пересыщенного твёрдого раствора дисперсных частиц высокой твёрдости. Этот механизм реализуется не только в жаропрочных, но и в ряде других сталей и сплавов. При этом упрочняющими фазами являются частицы Ni_3Al в никелевых сплавах [1, 3, 4], карбиды легирующих элементов в быстрорежущих сталях [15–17] или сложные интерметаллиды в алюминиевых сплавах [5, 18]. Упрочняющая термическая обработка изделий состоит из закалки и старения (отпуска).

Повышение прочности ряда жаропрочных материалов на основе тугоплавких металлов реализуется за счёт другого механизма — твёрдорастворного упрочнения. Тантал, вольфрам, молибден легируют также тугоплавкими металлами (Re, Zr и др.). В таких сплавах в результате легирования образуется твёрдый раствор замещения, повышение прочности достигается за счёт искажения кристаллической решётки растворителя, так как перемещения дислокаций через упругодеформированные области кристаллической решётки требует затрат дополнительной энергии [1, 19, 20]. Сплавы этой группы не упрочняются термической обработкой [19], т.к. при повышении температуры растворимость легирующих компонентов увеличивается очень мало (так, например, растворимость циркония в вольфраме не превышает 3–3,5% при 2200°C [21]), это не позволяет создать при закалке сильно пересыщенный твёрдый раствор и поэтому эффект упрочнения отсутствует.

Упрочнение сплава Х65НВФТ — твёрдорастворное, но оно реализуется, в отличие от тантала, вольфрама и молибдена, в результате закалки.

Высокая эффективность упрочнения сплава Х65НВФТ достигается, прежде всего, за счёт сильно изменяющейся при повышении температуры растворимости никеля в α -твёрдом растворе. Согласно диаграмме состояния растворимость никеля в α -фазе низкая $\cong 2\%$ при 500°C (см. рис. 1) и она, по-видимому, уменьшается при понижении температуры до 20°C. Нагрев значительно повышает эту растворимость — до 30% при 1250°C. Быстрое охлаждение при закалке предотвращает диффузионные превращения, заключающиеся в выделении никеля из ОЦК-твёрдого раствора и образовании ГЦК-фазы. В результате получается сильно пересыщенный ОЦК-твёрдый раствор, концентрация никеля в котором более чем на $\cong 28\%$ больше равновесной. Как следствие, закалённая α -фаза приобретает высокую твёрдость.

Вклад ГЦК-фазы в упрочнение сплава незначителен (см. табл. 3). Концентрация хрома в ГЦК-фазе в результате закалки практически не меняется. Она составляет $\cong 50\%$ при 20°C (согласно данным РФА и МРСА) и столько же при 1300°C (см. рис. 1). При более низких температурах нагрева концентрация хрома в γ -фазе может быть да-

же ниже (см. рис. 1).

В соответствии с диаграммой состояния Ni–Cr при очень медленном нагреве растворимость хрома в ГЦК-фазе должна меняться следующим образом: при нагреве от 20 до 590°C она должна понизиться с 50 до 33%. Изменение состава ГЦК-фазы сопровождается уменьшением её количества, но не за счёт растворения в α -фазе, а в результате изменения стехиометрии (от Ni₁₁Cr₉ к Ni₂Cr — в соответствии с диаграммой состояния Ni–Cr).

Можно предположить, что при реальных скоростях нагрева эти превращения происходят не полностью или вообще не происходят.

Вторым фактором, определяющим упрочнение сплава Х65НВФТ при закалке, является уменьшение в структуре количества «мягкой» ГЦК-фазы при повышении температуры нагрева под закалку (см. табл. 2). Это подтверждается как данными РФА (рис. 3), так и металлографическим анализом (рис. 4).

Интересно, что в ранней работе [20] было отмечено (без объяснения причин), что высокая растворимость при комнатной температуре легирующего элемента в компоненте-растворителе не позволяет достичь значительного твёрдорастворного упрочнения. И, напротив, оно достигается, при легировании элементами, обладающими малой растворимостью в компоненте-растворителе при 20°C, значительно искажающими кристаллическую решётку.

Максимальное упрочнение достигается закалкой сплава Х65НВФТ от 1250°C, фиксирующей при комнатной температуре отсутствие ГЦК-фазы — её линии на рентгенограмме отсутствуют (рис. 3, б).

Изменения структуры и свойств в зависимости от температуры закалки хорошо согласуются с фазовыми превращениями, прогнозируемыми анализом диаграммы состояния Ni–Cr.

Закалка от 1000°C не меняет принципиально строения сплава.

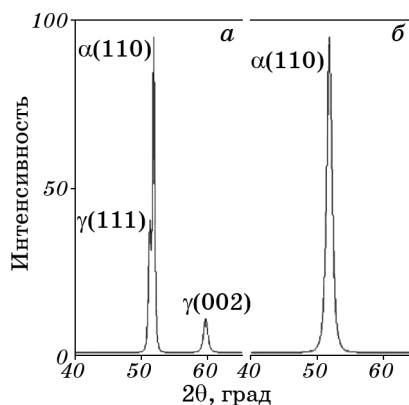


Рис. 3. Рентгенограммы сплава Х65НВФТ: а — состояние поставки, б — после закалки 1250°C (α — ОЦК-фаза, γ — ГЦК-фаза).

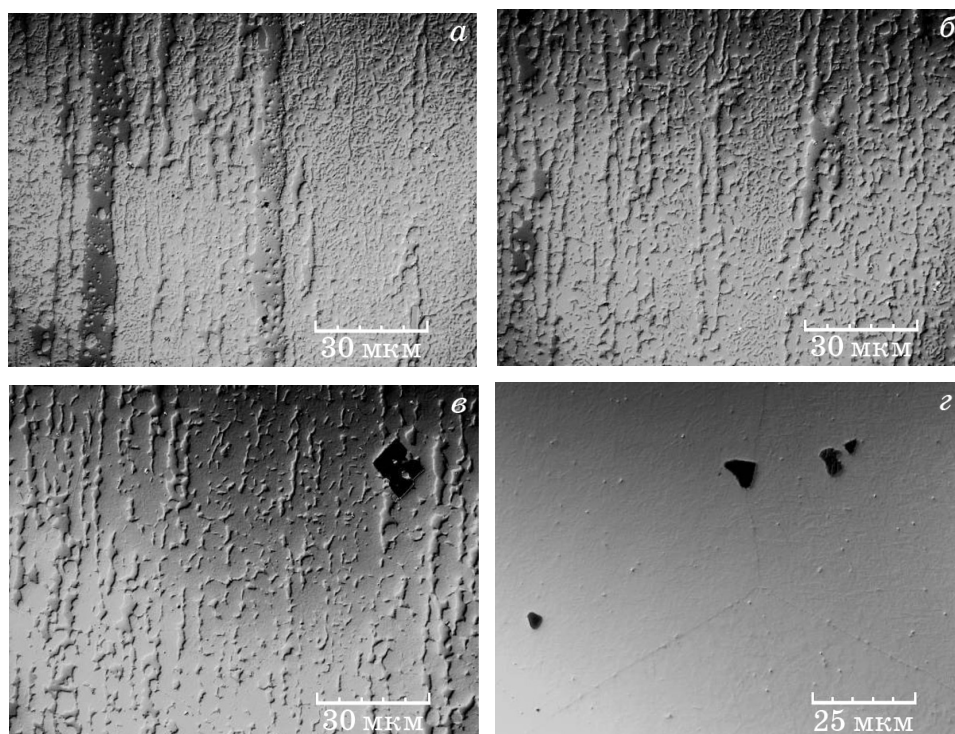


Рис. 4. Микроструктуры сплава X65NBFT после закалки: *a* — 1000°C, *б* — 1150°C, *в* — 1200°C, *г* — 1250°C.

Увеличивается размер пластин и расстояние между ними, но пластинчатое строение основы сохраняется, количество ГЦК-фазы практически не меняется (см. рис. 4, *a* и табл. 2).

Существенное изменение структуры происходит при закалке от более высоких температур. При закалке от 1100°C (начало интенсивного растворения никеля в α -фазе) и 1150°C исчезает пластинчатое строение, наблюдается рост зерна ОЦК-фазы, уменьшается количество ГЦК-фазы (см. рис. 4, *б, в* и табл. 2). Закалка от 1250°C вызывает полное растворение ГЦК-фазы, зерно принимает полигонизованную форму с высокоугловой границей 120° (см. рис. 4, *г*). На рентгенограммах происходит увеличение ширины линии (110) ОЦК-фазы (см. рис. 3), что свидетельствует о возникновении существенных закалочных напряжений и увеличении концентрации дефектов кристаллического строения. Отпуск при температуре 350°C, выполненный для снятия (снижения) напряжений, не уменьшает твердости сплава, она такая же, как после закалки.

Изменения твердости при повышении температуры закалки (рис. 5) хорошо согласуются с фазовыми и структурными превра-

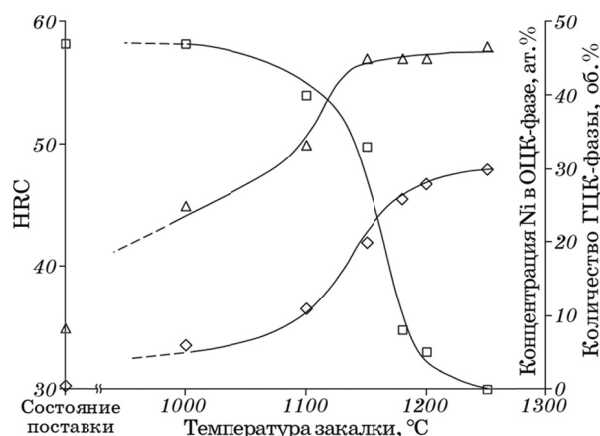


Рис. 5. Зависимость твердости HRC (△), количества γ -фазы (□) и концентрации никеля в ОЦК-фазе (◇) от температуры закалки сплава Х65НВФТ.

щениями сплава. Её более интенсивный рост начинается при закалке от 1100°C. Это температура начала активного растворения «мягкой» ГЦК-фазы; количество ОЦК-фазы, напротив, увеличивается и меняется её состав — возрастает концентрация никеля, т.е. уровень легирования (см. рис. 1).

4. ВЫВОДЫ

1. Исследована и идентифицирована структура и свойства жаропрочного сплав Х65НВФТ на основе хрома, обладающего жаропрочностью и жаростойкостью.
2. Изучены изменения структуры и свойств в зависимости от температуры закалки.
3. Установлено, что упрочнение сплава при закалке главным образом достигается за счёт образования пересыщенного высоколегированного твёрдого раствора никеля в хrome, при этом происходит значительное увеличение твердости более чем на 20 HRC.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. С. Б. Масленков, *Жаропрочные стали и сплавы: справочник* (Москва: Металлургия: 1988).
2. *Конструкционные материалы: справочник* (Ред. Б. Н. Арзамасов) (Москва: Машиностроение: 1990).
3. С. Т. Sims, N. S. Stoloff, and W. C. Hagel, *Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок* (перевод с англ.; ред. Р. Е. Шалин) (Москва: Металлургия: 1995), кн. 1.
4. С. Т. Sims, N. S. Stoloff, and W. C. Hagel, *Суперсплавы II. Жаропрочные ма-*

- териалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок (перевод с англ.; ред. Р. Е. Шалин) (Москва: Металлургия. 1995), кн. 2.
5. А. М. Adaskin and I. Y. Saprolov, *Russian Engineering Research*, **32**, No. 3: 301 (2012).
 6. *Материалы в машиностроении. Выбор и применение: справочник в 5 т. Т. 3. Специальные стали и сплавы* (Ред. Ф. Ф. Химушин) (Москва: Машиностроение: 1968).
 7. *Тугоплавкие материалы в машиностроении: справочник* (Ред. А. Т. Туманов, К. И. Портной) (Москва: Машиностроение: 1967).
 8. А. М. Адаскин, В. В. Каширцев, И. Ю. Сапронов, *Вестник МГТУ «СТАНКИН»*, № 3 (22): 14 (2012).
 9. L. S. Kremnev, A. K. Onegina, and L. A. Vinogradova, *Metal Sci. Heat Treatment*, **51**, Iss. 11–12: 579 (2009).
 10. А. М. Adaskin, *Metal Sci. Heat Treatment*, **54**, Iss. 1–2: 47 (2012).
 11. А. М. Adaskin and F. S. Shtein, *Metal Sci Heat Treatment*, **34**(6): 390 (1992).
 12. *Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник* (Ред. Н. П. Лякишев) (Москва: Машиностроение: 1997), т. 2.
 13. Г. М. Кузьмичева, *Основные кристаллохимические категории* (Москва: МИТХТ им. М. В. Ломоносова: 2001).
 14. L. S. Kremnev, *Metalloved. Termicheskaya Obrabotka Metallov*, **4**: 17 (1994).
 15. А. М. Adaskin, L. S. Kremnev, and I. Yu. Saprolov, *Metal Sci. Heat Treatment*, **53**, Iss. 5–6: 280 (2011).
 16. L. S. Kremnev, *Metal Sci. Heat Treatment*, **50**, Iss. 11–12: 526 (2008).
 17. А. М. Adaskin, *Russian Engineering Research*, **30** (2): 186 (2010).
 18. *Металловедение алюминия и его сплавов: справочное руководство* (Ред. И. Н. Фридляндер) (Москва: Металлургия: 1973).
 19. *Материаловедение* (Ред. Б. Н. Арзамасов, Г. Г. Мухин) (Москва: Изд. МГТУ им. Н. Э. Баумана: 2001).
 20. Д. Мак Лин, *Механические свойства металлов* (Москва: Металлургия: 1965).
 21. *Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник* (Ред. Н. П. Лякишев) (Москва: Машиностроение: 2000), т. 3, кн. 1.