

УДК 544.344:621.762:669.245

*Е.Н. Каблов¹, М.Н. Летников¹, О.Г. Оспенникова¹, М.М. Бакрадзе¹, А.А. Шестакова¹***ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ЧАСТИЦ
УПРОЧНЯЮЩЕЙ γ' -ФАЗЫ В ПРОЦЕССЕ СТАРЕНИЯ
ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОГО ЖАРОПРОЧНОГО ДЕФОРМИРУЕМОГО
НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ВЖ175-ИД**

DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-9-3-14

Исследовано влияние старения при различных температурах на размер, морфологию упрочняющих частиц γ' -фазы и механические свойства жаропрочного деформируемого никелевого сплава ВЖ175-ИД. Показано, что упрочняющий эффект при старении при различных температурах проявляется по-разному и зависит от микроструктуры, сформировавшейся в сплаве ВЖ175-ИД на стадии закалки. Наибольшие значения кратковременной и длительной прочности достигаются при формировании в структуре мелких кубоидных вторичных и наноразмерных третичных частиц упрочняющей γ' -фазы.

Ключевые слова: жаропрочный никелевый сплав, γ' -фаза, старение, скорость охлаждения, механические свойства, сплав ВЖ175.

*Е.Н. Kablov¹, М.Н. Letnikov¹, О.Г. Ospennikova¹, М.М. Bakradze¹, А.А. Shestakova¹***PARTICULARS OF THE PRECIPITATION
STRENGTHENING γ' -PHASE DURING AGING
OF HEAT-RESISTANT WROUGHT NICKEL SUPERALLOY VZh175-ID**

The effect of aging at various temperatures on the size, morphology of the strengthening particles of the γ' -phase and the mechanical properties of the heat-resistant wrought nickel superalloy VZh175-ID was studied. It is shown that the hardening effect during aging at different temperatures varies and depends on the microstructure which formed in the alloy VZh175-ID superalloy at the quenching stage. The excellent tensile strength and strength to rupture is achieved when small spherical or cuboid secondary γ' -phase and nanosized tertiary γ' -phase are formed in the structure.

Keywords: Ni superalloy, gamma prime, aging, cooling rate, mechanical properties, alloy VZh175-ID.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

Эксплуатационные характеристики газотурбинных двигателей во многом определяются материалами, используемыми в их конструкции [1–2]. Для изготовления дисков компрессора и турбины высокого давления газотурбинных двигателей (ГТД) на протяжении многих лет используются жаропрочные сплавы на никелевой основе. Работоспособность этих материалов в условиях длительного воздействия высоких температур и нагрузок обеспечивается их химическим, фазовым составом и структурой, которая формируется в процессе производства.

Главное значение в упрочнении жаропрочных никелевых сплавов имеет γ' -фаза, ее дисперсные частицы различного размера и морфологии препятствуют движению дислокаций [3–5]. Как правило, в жаропрочных никелевых сплавах для дисков выделяют

три типа частиц γ' -фазы различного размера: первичные, вторичные и третичные. Разделение по размеру является достаточно условным, авторами даются различные оценки относительно размера вторичных и третичных частиц γ' -фазы в зависимости от сплава и специфики проводимых исследований. Основным критерием, по которому частицы γ' -фазы относят к тому или иному типу, является стадия термической и термомеханической обработки, в процессе которой они формируются [5–7]. В высокопрочных высоколегированных дисковых никелевых сплавах к первичным частицам γ' -фазы относят крупные частицы размером ~ 1 мкм и более, которые образуются в процессе термомеханической обработки и не растворяются при термообработке ниже температуры полного растворения γ' -фазы ($T_{п,\gamma'}$), тем самым сдерживая рост микрозерен. Вторичные более мелкие частицы γ' -фазы ($\gamma'_{вт}$) формируются в процессе распада пересыщенного твердого раствора на начальной стадии охлаждения с температуры закалки, размер этих частиц зависит от температуры закалки, скорости охлаждения и может находиться в интервале приблизительно от 70 до 500 нм. Очень мелкие (≥ 50 нм) третичные частицы ($\gamma'_{тр}$) выделяются на более поздних стадиях охлаждения при закалке или при последующем старении.

Основной упрочняющий эффект в жаропрочных никелевых сплавах обеспечивают вторичные γ' -частицы. В условиях быстрого охлаждения в матрице формируется большое количество мелких частиц округлой или кубоидной формы, что обеспечивает высокую кратковременную прочность и сопротивление ползучести. Медленное охлаждение приводит к выделению очень крупных вторичных частиц (как правило, сложной морфологии) и пониженным прочностным характеристикам [8–15].

При термообработке крупногабаритных и сложнопрофильных заготовок дисков ГТД из жаропрочных никелевых сплавов скорость охлаждения в массивных и тонких сечениях может сильно различаться, что будет приводить к неоднородному распределению вторичных частиц γ' -фазы после закалки [16]. Это, в свою очередь, будет влиять на процесс формирования упрочняющих частиц γ' -фазы при старении и, соответственно, сказываться на механических свойствах материала [17–19].

Целью данной работы является изучение особенностей формирования упрочняющих частиц γ' -фазы в сплаве ВЖ175-ИД в процессе старения в зависимости от скорости охлаждения при закалке.

Высоколегированный жаропрочный сплав ВЖ175-ИД разработан во ФГУП «ВИАМ» и предназначен для изготовления дисков ГТД, работающих при температурах до 750°C , в том числе для двигателя ПД-14 [20–23]. Сплав ВЖ175-ИД обладает комплексом свойств, включающим высокую кратковременную и длительную прочность, сопротивление циклической усталости при рабочих температурах [21, 23].

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 9.7. «Высокотемпературные деформируемые сплавы и композиционные материалы, упрочненные тугоплавкими металлическими волокнами и частицами, карбидами, нитридами и др., истираемые уплотнительные материалы» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [24].

Материалы и методы

В данной работе использовали материал, изготовленный по серийной технологии, включающей вакуумную индукционную выплавку электродов, вакуумно-дуговой переплав в слитки и последующую многостадийную деформацию на гидравлических прессах.

Для термической обработки использовали камерные электрические печи лабораторного типа Nabertherm LT15/13/C450. Закалку проводили при температуре $T_{п.р\gamma'}-(10\pm 15)^\circ\text{C}$ с разной скоростью охлаждения: быстрой $340^\circ\text{C}/\text{мин}$ и медленной $58^\circ\text{C}/\text{мин}$.

Скорость охлаждения измеряли с помощью платиновой термопары, зачеканенной в центр цилиндрического контрольного образца диаметром 18 мм и длиной 70 мм. Интервал регистрации данных во время охлаждения составлял 1 с.

Исследование микроструктуры сплава ВЖ175-ИД проводили после электролитического травления на оптическом микроскопе Olympus GX-51, сканирующем электронном микроскопе Hitachi SU 8010 и просвечивающем электронном микроскопе Теснаи F20. Количественный анализ частиц упрочняющей γ' -фазы выполнен в программе анализа изображений Image Expert Pro. Для каждого состояния определяли средний эквивалентный диаметр частиц ($D_{ср.экв\gamma'}$), количество измеренных частиц в каждом случае было не менее 500 шт.

Испытания на растяжение и длительную прочность проводили на цилиндрических образцах с рабочей частью диаметром $d=5$ мм и длиной $l=5d$ по ГОСТ 1497–84 и ГОСТ 10145–81 соответственно.

Результаты и обсуждение

Микроструктура

Типичная микроструктура образцов после закалки представлена на рис. 1. Размер микрзерна в образцах находился в пределах 14–22 мкм, что соответствует 8–9 баллу по ГОСТ 5639–82. Распределение частиц вторичной γ' -фазы в образцах, охлажденных со скоростью $340^\circ\text{C}/\text{мин}$ с температуры закалки, однородное (рис. 1, б, з), средний размер ($D_{ср}$) составляет 97 нм, частицы преимущественно имеют форму округлых кубов. В образцах с медленной скоростью закалки $58^\circ\text{C}/\text{мин}$ распределение $\gamma'_{вт}$ -частиц неоднородное (рис. 1, в, д), в структуре присутствуют крупные γ' -частицы сложной формы и более мелкие кубоидные частицы, а средний размер $D_{ср}$ частиц $\gamma'_{вт}$ составляет 230 нм. Независимо от скорости охлаждения с температуры закалки между вторичными частицами γ' -фазы выделяются очень мелкие третичные частицы упрочняющей фазы.

Структурные изменения, происходящие в процессе старения при различных температурах в быстро закаленных образцах ($340^\circ\text{C}/\text{мин}$) и в образцах с медленным охлаждением ($58^\circ\text{C}/\text{мин}$), несколько отличаются и зависят от распределения упрочняющих γ' -частиц в матрице после закалки.

Изменение среднего размера ($D_{ср.экв\gamma'_{вт}}$) и количества вторичных частиц от температуры старения показано на рис. 2. Микроструктура и распределение вторичных частиц по размеру для каждого варианта старения показаны на рис. 3 и 4.

Старение при температуре 700°C приводит к малозаметному росту вторичных частиц γ' -фазы после закалки – увеличение среднего размера вторичных частиц относительно закаленного состояния составляет 2,6% (в случае охлаждения со скоростью $58^\circ\text{C}/\text{мин}$ с температуры закалки) и 6,5% в образцах, охлажденных со скоростью $340^\circ\text{C}/\text{мин}$. При более высокой температуре (750°C) частицы заметно увеличиваются в размере: на 21% – в образцах с быстрой закалкой и на 17% – в образцах с медленным охлаждением. Форма вторичных частиц после старения при температурах 700 и 750°C практически не меняется, при этом их количество на единицу площади уменьшается. Независимо от скорости охлаждения в образцах после старения при температурах 700 и 750°C присутствуют частицы третичной γ' -фазы, при этом видно (рис. 3, а, б и 4, а, б), что старение при 750°C приводит к укрупнению $\gamma'_{тр}$ -частиц.

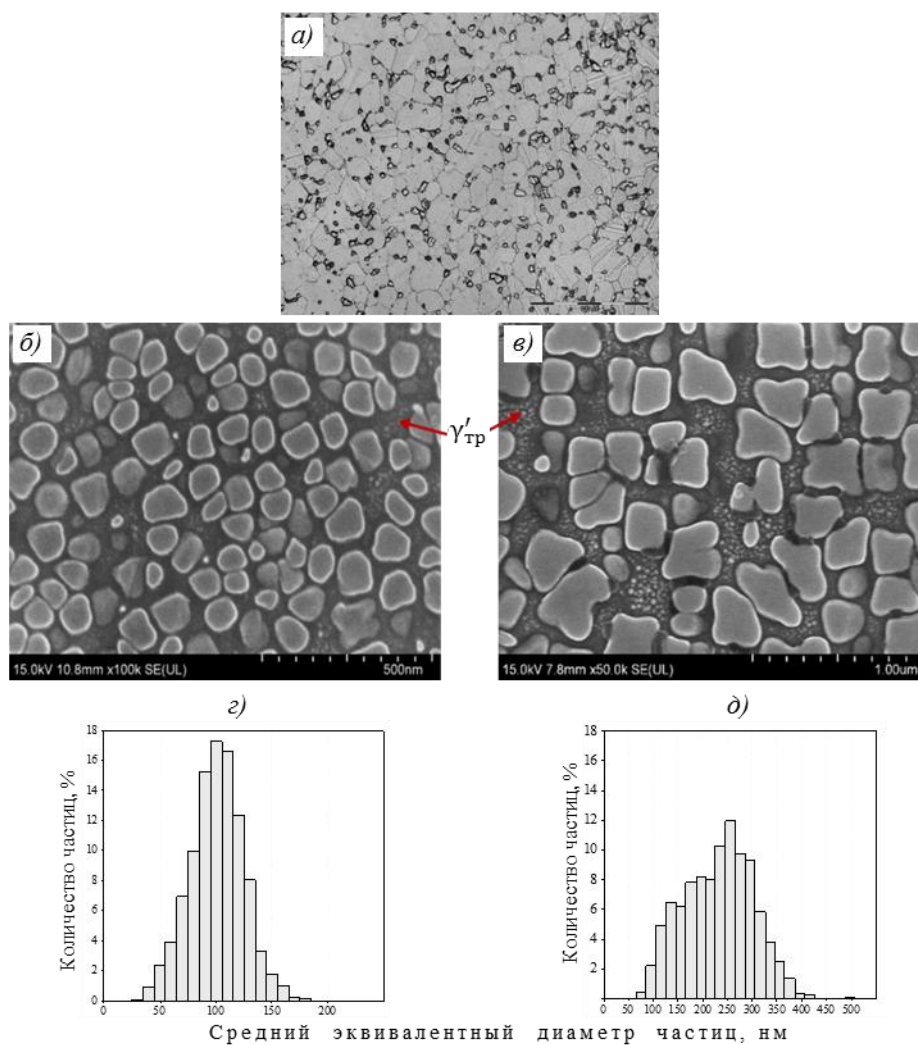


Рис. 1. Микроструктура образцов из сплава ВЖ175-ИД после закалки: *a* – микростерно; *б, в* – охлаждение со скоростью 340°C/мин; *в, д* – охлаждение со скоростью 58°C/мин

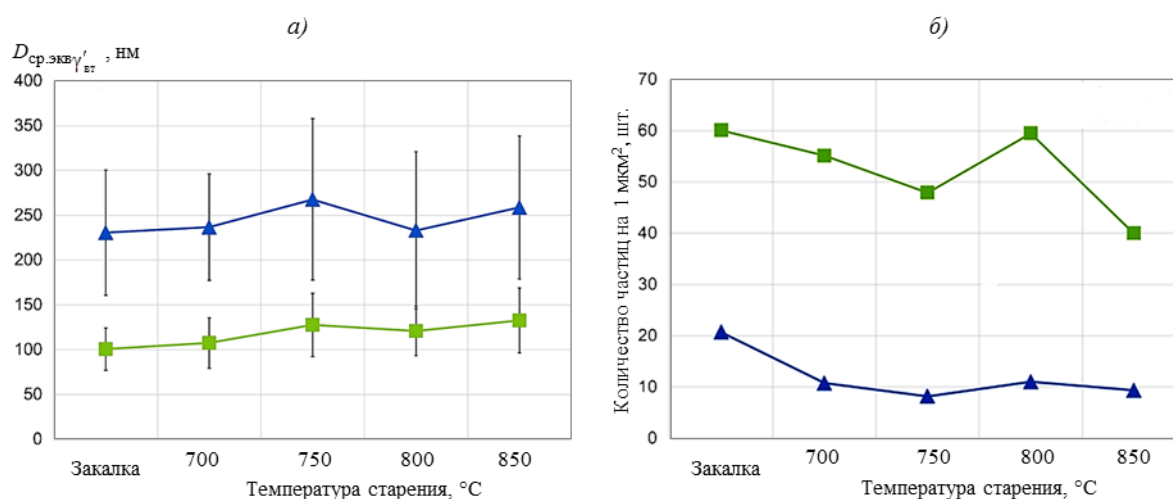


Рис. 2. Средний размер (*a*) и количество (*б*) вторичных частиц в сплаве ВЖ175-ИД после старения в течение 10 ч при различных температурах и скоростях охлаждения 58 (▲) и 340°C/мин (■)

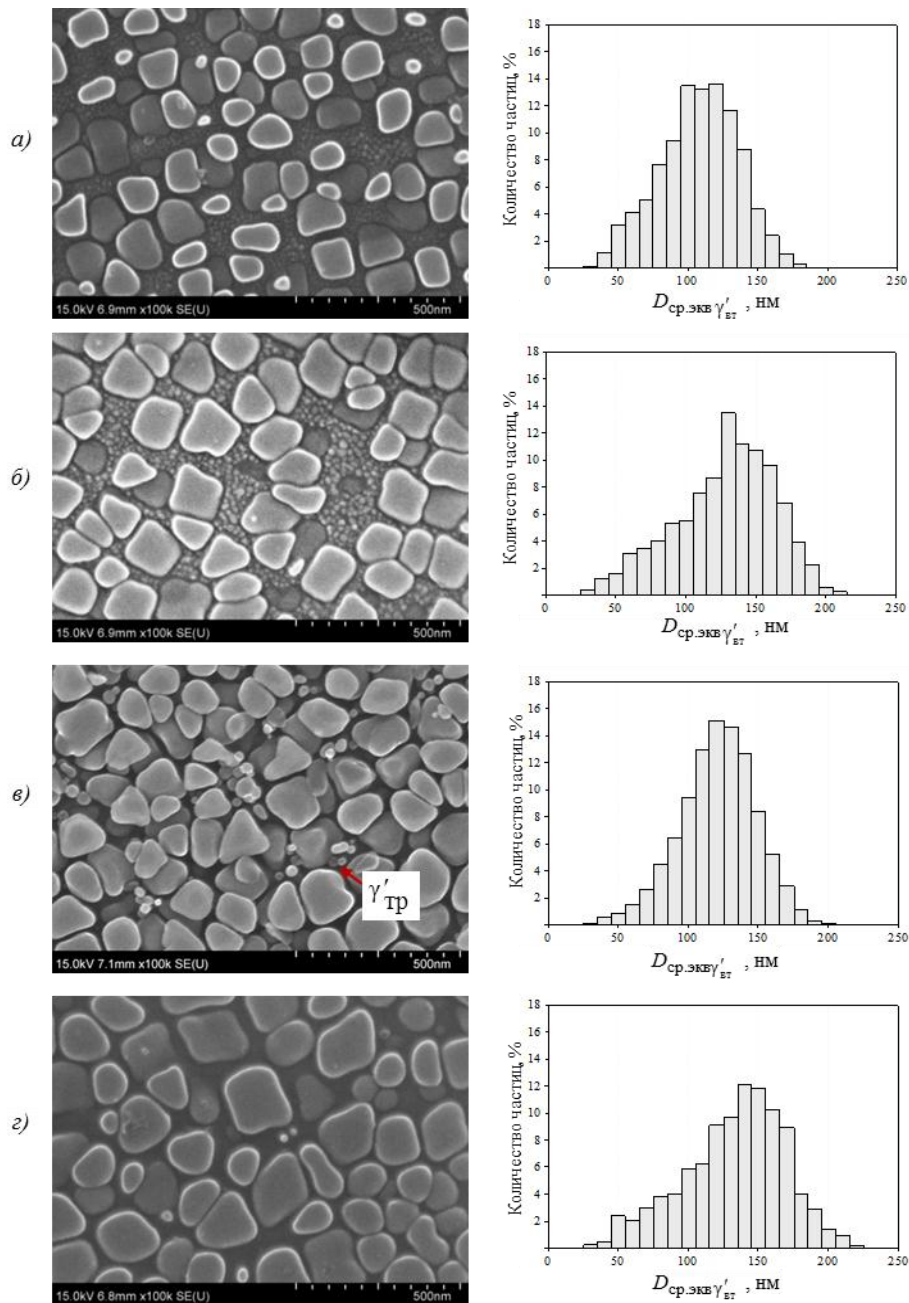


Рис. 3. Микроструктура и распределение $\gamma'_{вт}$ -частиц в образцах из сплава ВЖ175-ИД после закалки и охлаждения со скоростью $340^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ с температуры закалки и последующего старения в течение 10 ч при температуре 700 (а), 750 (б), 800 (в) и 850°C (z)

Старение при температуре 800°C приводит к заметным изменениям в микроструктуре сплава ВЖ175-ИД (рис. 3, в и 4, в). Размер вторичных частиц по сравнению со старением при температуре 750°C несколько снижается: на 5% – при охлаждении со скоростью $340^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ и на 12% – в случае охлаждения со скоростью $58^{\circ}\text{C}/\text{мин}$, при этом количество $\gamma'_{вт}$ -частиц увеличивается, особенно в случае быстрого охлаждения. Сравнение распределений частиц по размеру в образцах после старения при температурах 750 и 800°C (рис. 5) показывает увеличение доли более мелких и снижения количества очень крупных частиц в случае старения при температуре 800°C . Кроме того, частицы третичной фазы заметно коагулируют, а их количество явно уменьшается (рис. 3, в).

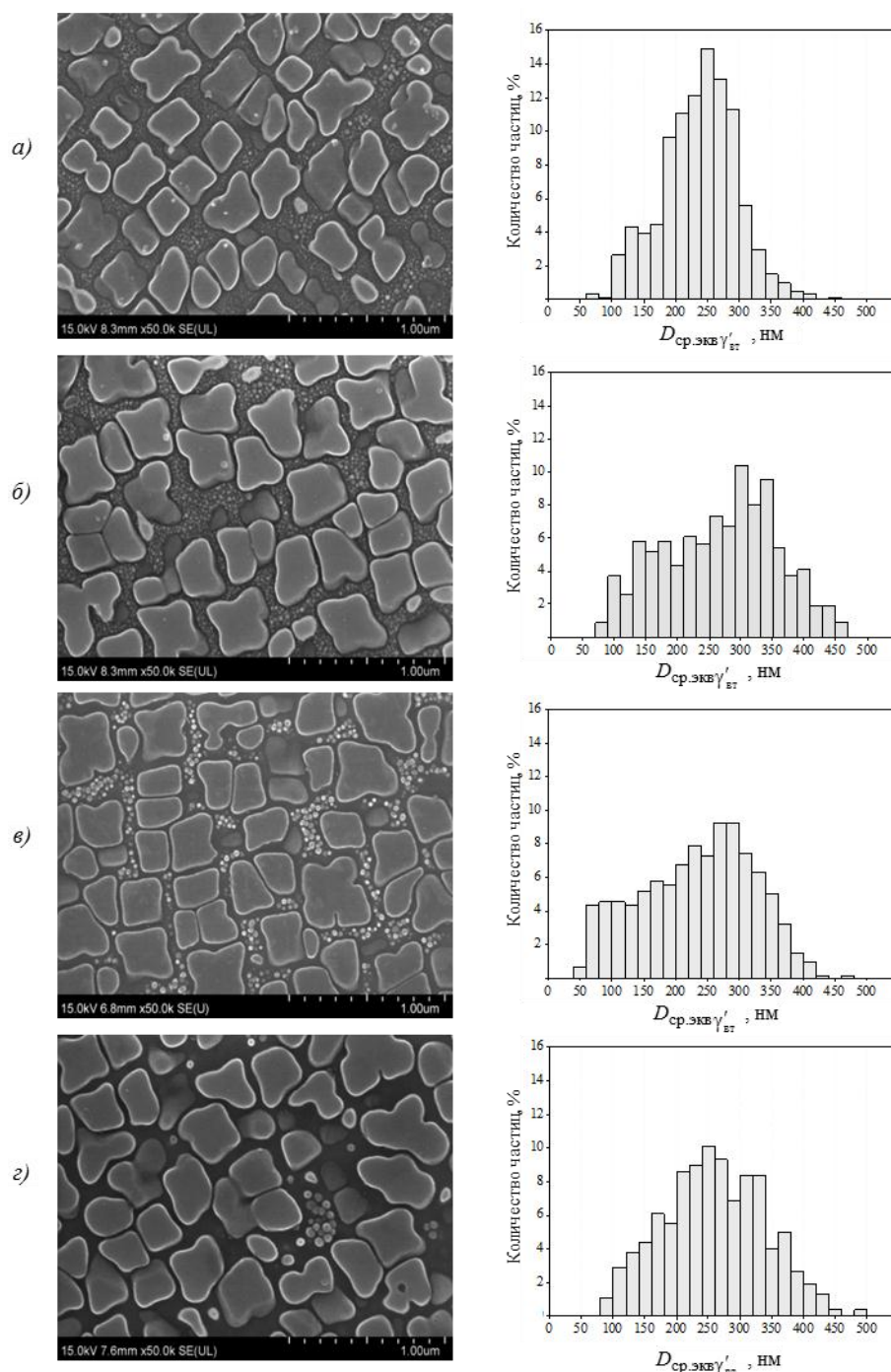


Рис. 4. Микроструктура и распределение $\gamma'_{\text{вт}}$ -частиц в образцах из сплава ВЖ175-ИД после закалки и охлаждения со скоростью 58°C/мин с температуры закалки и последующего старения в течение 10 ч при температуре 700 (а), 750 (б), 800 (в) и 850°C (з)

В процессе старения образцов при температуре 850°C наблюдается рост $\gamma'_{\text{вт}}$ -частиц: на 11% – в образцах с охлаждением со скоростью 58°C/мин с температуры закалки и на 24% – в образцах с быстрым охлаждением со скоростью 340°C/мин. Увеличение среднего размера вторичных частиц приблизительно такое же, как и после старения при 750°C, однако в данном случае в структуре практически отсутствуют частицы третичной фазы (рис. 3, з и 4, з).

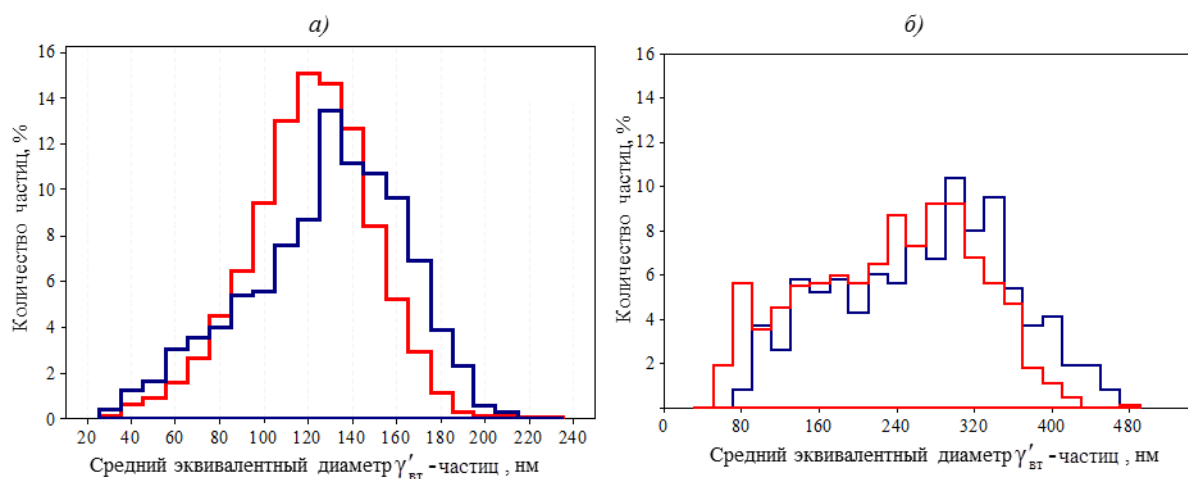


Рис. 5. Распределение $\gamma'_{вт}$ -частиц по размерам после старения при температурах 750 (—) и 850°C (—) в образцах при охлаждении со скоростью 340 (а) и 58°C/мин (б)

Результаты микроструктурных исследований показывают, что при температуре старения 800°C в сплаве ВЖ175-ИД активно протекают процессы коагуляции/растворения частиц вторичной и третичной фаз, что наиболее вероятно связано с температурой начала растворения этих частиц. Анализ результатов дифференциального термического анализа образцов из сплава ВЖ175-ИД, полученных в работе [13], показал, что температура начала растворения дисперсных частиц γ' -фазы, выделившихся при закалке, составляет приблизительно 758–760°C, что соотносится с наблюдаемыми интенсивными изменениями в микроструктуре сплава ВЖ175-ИД при температурах старения 800 и 850°C.

Очевидно, что коагуляция/растворение вторичных и третичных частиц γ' -фазы зависит как от температуры и распределения γ' -частиц после закалки, так и от продолжительности старения. Исследования образца после закалки с охлаждением со скоростью 340°C/мин и последующим старением при температуре 800°C в течение 6 ч показали, что в отличие от выдержки в течение 10 ч в структуре наблюдается больше скоагулировавших третичных частиц γ' -фазы, а средний размер $\gamma'_{вт}$ -частиц крупнее и сопоставим с размером частиц после старения при 850°C в течение 10 ч (рис. 6).

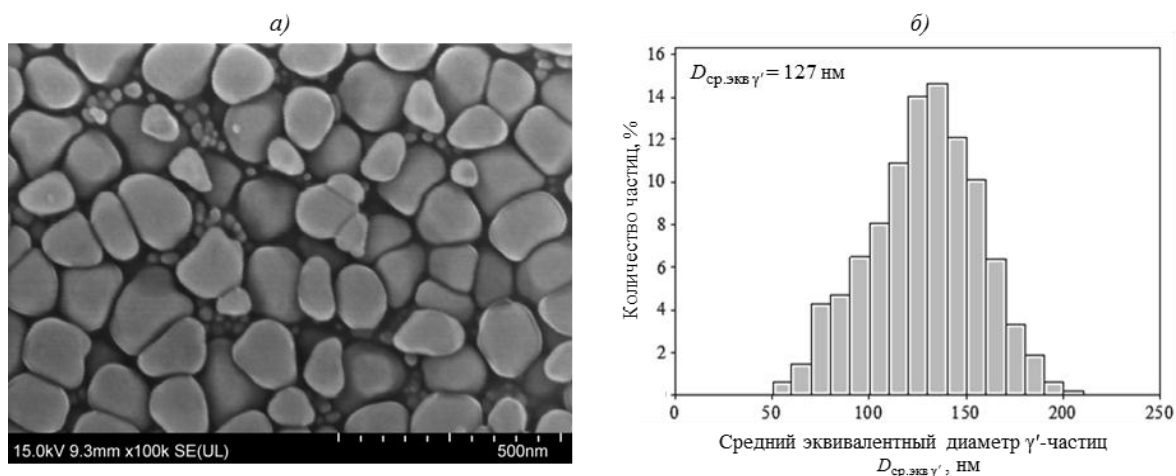


Рис. 6. Микроструктура сплава ВЖ175-ИД после закалки с охлаждением со скоростью 58°C/мин с температуры закалки и старения при 800°C в течение 6 ч

Аналогичные изменения размера вторичных частиц γ' -фазы обнаружены ранее в жаропрочном дисковом сплаве RR1000 и его модификации [18, 25, 26]. Авторами этих работ выявлено, что в ходе старения при 800°C средний размер частиц вторичной фазы не монотонно рос с течением времени, а циклически увеличивался и уменьшался по мере увеличения времени выдержки.

В случае сплава ВЖ175-ИД также можно предположить, что размер упрочняющих частиц γ' -фазы может по-разному меняться (увеличиваться или, наоборот, уменьшаться) в зависимости от продолжительности старения при конкретной температуре, что, в свою очередь, объясняет меньший размер частиц после старения при 800°C по сравнению со старением при температурах 750 и 850°C при одинаковой по продолжительности выдержке (10 ч).

Механические свойства

В жаропрочных никелевых сплавах наибольшее влияние размер и распределение вторичных частиц γ' -фазы оказывают на значения предела текучести и длительную прочность или ползучесть [7–13].

На рис. 7 приведены значения предела текучести сплава ВЖ175-ИД при 20°C после старения в течение 10 ч при различных температурах.

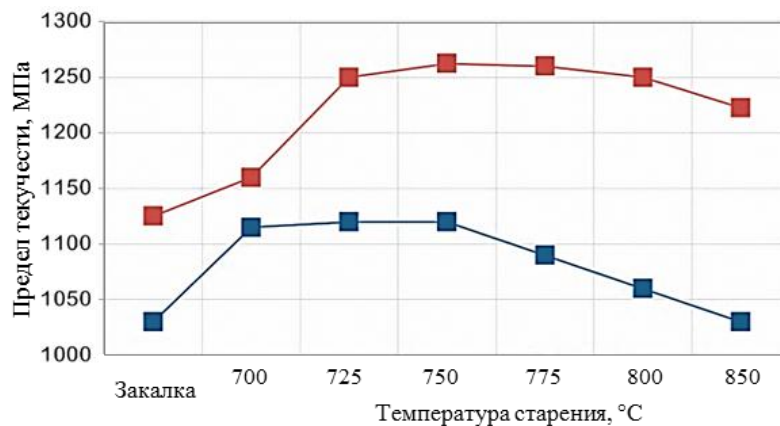


Рис. 7. Предел текучести при 20°C образцов из сплава ВЖ175-ИД со скоростью охлаждения с температуры закалки 58 (■) и 340°C/мин (■) после выдержки в течение 10 ч при разных температурах

В исходном (закаленном) состоянии у образцов, охлажденных со скоростью 340°C/мин с температуры закалки, значения предела текучести при 20°C на 95 МПа выше, чем у образцов, охлажденных со скоростью 58°C/мин, что обусловлено формированием при быстрой закалке большого количества мелких вторичных частиц γ' -фазы. Упрочняющий эффект от старения при всех исследованных температурах также выше в случае быстрого охлаждения. При этом, сопоставляя данные рис. 2 и 7, видно, что изменение значений предела текучести для каждого варианта закалки не связано с соответствующими изменениями среднего размера $\gamma'_{вт}$ -частиц, а, предположительно, обусловлены влиянием третичных частиц γ' -фазы. Для того чтобы выявить эту взаимосвязь для некоторых вариантов старения с помощью просвечивающей микроскопии получены изображения частиц третичной γ' -фазы и выполнен их количественный анализ. Результаты анализа представлены на рис. 8.

Наиболее заметно влияние частиц третичной фазы на предел текучести в образцах с медленным охлаждением (рис. 7). Так, максимальные значения предела текучести 1115–1120 МПа у образцов со скоростью охлаждения 58°С/мин наблюдаются после старения при температурах 700–750°С, когда в микроструктуре присутствует большое количество частиц третичной фазы со средним размером не более 12,5 нм. Коагуляция и растворение $\gamma'_{тр}$ -частиц при более высоких температурах старения сопровождаются постепенным снижением предела текучести. После старения при 850°С, когда в структуре остается лишь небольшое количество крупных третичных частиц размером ~39,5 нм, значение предела текучести соответствует уровню значений для материала в закаленном состоянии (1030 МПа).

В случае охлаждения со скоростью 340°С/мин влияние третичной фазы на значения предела текучести менее выражено. Наибольшие значения предела текучести 1250–1262,5 МПа наблюдаются у образцов, состаренных при температурах 725–800°С. Несмотря на то, что в процессе старения при температурах 800 и 850°С коагуляция частиц третичной фазы имеет такой же характер, как и при медленном охлаждении (рис. 8), снижение значений предела текучести существенно меньше и составляет 10 и 40 МПа соответственно (рис. 7).

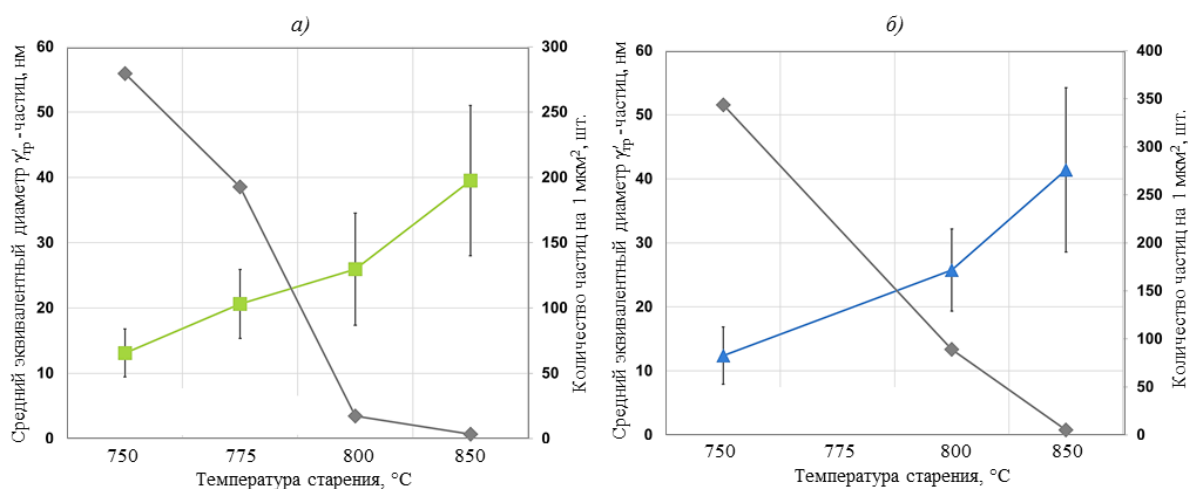


Рис. 8. Средний размер (■, ▲) и количество частиц (◆) третичной γ' -фазы в сплаве ВЖ175-ИД после закалки и старения в течение 10 ч при различных температурах и скорости охлаждения 340 (а) и 58°С/мин (б)

На рис. 9 показана зависимость предела текучести при 20°С от среднего размера частиц третичной γ' -фазы в сплаве ВЖ175-ИД для обоих вариантов охлаждения с температуры закалки. Видно, что значения предела текучести в случае быстрого охлаждения существенно меньше зависят от размера частиц третичной фазы, чем при охлаждении со скоростью 58°С/мин.

Для того чтобы оценить вклад третичной фазы в упрочнение сплава ВЖ175-ИД при высоких температурах в случае быстрого охлаждения с температуры закалки, проведены испытания на длительную прочность при температуре 650°С (рис. 10). Полученные результаты показывают, что долговечность образцов при температуре 650°С и постоянном напряжении 1050 МПа в 2 раза выше после старения при температурах 700–750°С, что, очевидно, обусловлено присутствием в структуре большего количества третичных частиц γ' -фазы.

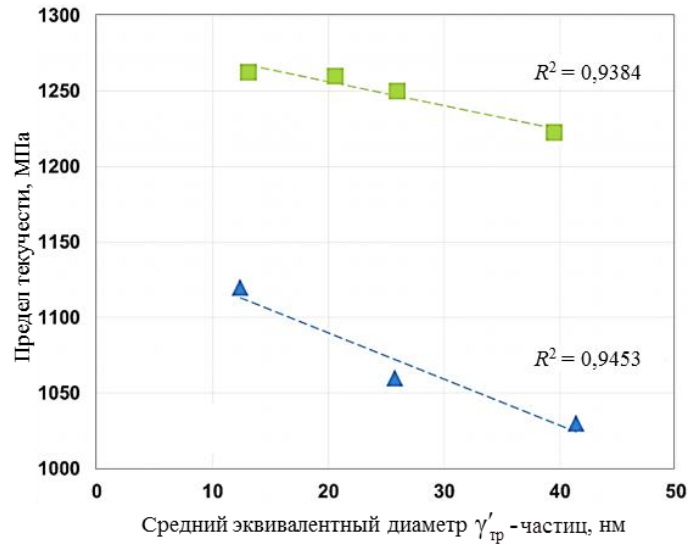


Рис. 9. Зависимость значений предела текучести при 20°C от среднего размера частиц третичной γ' -фазы при скорости охлаждения после закалки 58 (▲) и 340°C/мин (■)

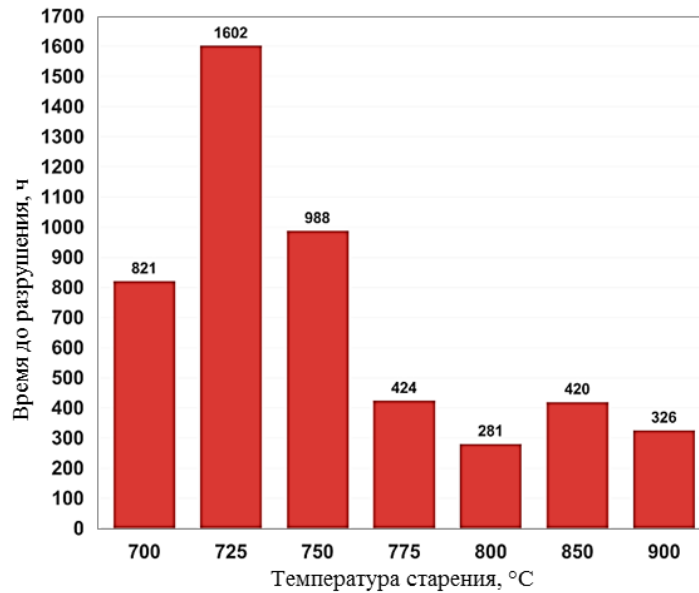


Рис. 10. Длительная прочность при температуре 650°C и напряжении 1050 МПа образцов с быстрой закалкой со скоростью 340°C/мин

Заключения

Результаты исследования показывают, что упрочняющий эффект от старения в сплаве ВЖ175-ИД существенно выше при закалке с высокой скоростью охлаждения, что в основном обусловлено формированием в процессе охлаждения большого количества мелких вторичных частиц γ' -фазы округлой или кубоидной формы. В этом случае после старения при температурах 725–750°C в сплаве ВЖ175-ИД достигаются наиболее высокие значения предела текучести при 20°C и времени до разрушения при испытаниях на длительную прочность при температуре 650°C.

Медленное охлаждение с температуры закалки приводит к образованию крупных вторичных частиц сложной морфологии, а увеличение прочности при последующем старении в основном обусловлено частицами третичной фазы.

Наибольший упрочняющий эффект в сплаве ВЖ175-ИД достигается после старения при температурах ниже или около температуры начала растворения частиц γ' -фазы, когда в структуре формируется достаточно большое количество третичных частиц γ' -фазы со средним размером не более 20 нм. Старение при высоких температурах (800°C и более) приводит к интенсивной коагуляции и растворению третичных частиц γ' -фазы и соответствующему снижению предела текучести при 20°C, особенно в случае закалки с медленным охлаждением.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С., Сидоров В.В. Приоритетные направления развития технологий производства жаропрочных материалов для авиационного двигателестроения // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2013. №3. С. 47–54.
2. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения // Защита и безопасность. 2014. №4. С. 28–29.
3. Каблов Е.Н., Алексеев А.А. Физика жаропрочности гетерофазных сплавов // Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина. М.: Наука, 2006. С. 44–55.
4. Reed R.C. The Superalloys fundamentals and applications // Cambridge university press. 2006. P. 73–81.
5. Kozar R.W., Suzuki A., Milligan W.W. et al. Strengthening Mechanisms in Polycrystalline Multimodal Nickel-Base Superalloys // Metallurgical and materials transactions A. 2009. Vol. 40. Issue 7. P. 1588–1603.
6. Gabb T.P., Backman D.G., Wei D.Y. et al. γ' formation in nickel-base disk superalloy // Superalloys-2000. The Minerals, Metals & Materials Society, 2000. P. 405–414.
7. Jackson M.P., Reed R.C. Heat treatment of UDIMET 720Li: the effect of microstructure on properties // Materials Science and Engineering A. 1999. Vol. 259. P. 85–97.
8. Groh J.R. Effect of cooling rate from solution heat treatment on Waspaloy microstructure and properties // Superalloys-1996. The Minerals, Metals & Materials Society, 1996. P. 621–626.
9. Mao J., Chang K.M., Yang W. et al. Cooling precipitation and strengthening study in powder metallurgy superalloy Rene 88DT // Materials Science and Engineering. 2002. Vol. A332. P. 318–329.
10. Bhowal P.R., Wright E.F., Raymond E.L. Effects of Cooling Rate and Morphology on Creep and Stress-Rupture Properties of a Powder Metallurgy Superalloy // Metallurgical Transactions A. 1990. Vol. 21A. Issue 6. P. 1709–1717.
11. Mao J., Chang K.M., Yang W. et al. Cooling precipitation and strengthening study in powder metallurgy superalloy U720LI // Metallurgical and materials transaction A. 2001. Vol. 32. Issue 10. P. 2441–2452.
12. Perrut M., Locq D. γ' precipitation kinetics in the powder metallurgy superalloy N19 and influence of the precipitation latent heat // MATEC Web of Congerences. 2014. URL: <https://www.matec-conferences.org/> (дата обращения: 25.08.2019). DOI: 10.1051/matecconf/20141409004.
13. Летников М.Н., Ломберг Б.С., Оспенникова О.Г., Бакрадзе М.М. Влияние скорости охлаждения при закалке на микроструктуру и свойства жаропрочного деформируемого никелевого сплава ВЖ175-ИД // Авиационные материалы и технологии. 2019. №2 (55). С. 21–30. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-21-30.
14. Baillif P., Lamesle P., Delagnes D. et al. Influence of the quenching rate and step-wise cooling temperatures on microstructural and tensile properties of PER72 Ni-based superalloy. URL: <https://www.matec-conferences.org> (дата обращения: 25.08.2019). DOI: 10.1051/matecconf/20141421002.
15. Xu C., Liu F., Huang L., Jiang. L. Dependence of creep performance and microstructure evolution on solution cooling rate in a polycrystalline superalloy // Metals. 2018. Vol. 8. Issue 1. URL: www.mdpi.com/journal/metals (дата обращения: 25.08.2019). DOI: 10.3390/met8010004.
16. Gabb T.P., Garg A., Ellis D.L., O'Connor K.M. Detailed microstructural characterization of the disk alloy ME3. URL: <https://ntrs.nasa.gov> (дата обращения: 25.08.2019).
17. Mitchell R.J., Hardy M., Preuss M., Tin S. Development of γ' morphology in P/M rotor disc alloys during heat treatment // Superalloys 2004. The Minerals, Metals & Materials Society, 2004. P. 361–370.

18. Mitchell R.J., Preuss M. Inter-Relationships between Composition, γ' Morphology, Hardness, and γ - γ' Mismatch in Advanced Polycrystalline Nickel-Base Superalloys during Aging at 800°C // Metallurgical and Materials Transactions A. 2007. Vol. 38A. P. 615–627.
19. Mitchell R.J., Preuss M., Tin S., Hardy M. The influence of cooling rate from temperatures above γ' solvus on morphology, mismatch and hardness in advanced polycrystalline nickel-base superalloys // Materials Science and Engineering A. 2008. Vol. 473. Issues 1–2. P. 158–165.
20. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Бакрадзе М.М. Новый жаропрочный никелевый сплав для дисков газотурбинных двигателей (ГТД) и газотурбинных установок (ГТУ) // Материаловедение. 2010. №7. С. 24–28.
21. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Бакрадзе М.М., Мазалов И.С. Высокотемпературные жаропрочные никелевые сплавы для деталей газотурбинных двигателей // Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 52–57.
22. Каблов Е.Н. ВИАМ: материалы нового поколения для ПД-14 // Крылья Родины. 2019. №7–8. С. 54–58.
23. Беляев М.С., Терентьев В.Ф., Горбовец М.А., Бакрадзе М.М., Гольдберг М.А. Малоцикловая усталость при заданной деформации и параметры упругопластического деформирования жаропрочного сплава ВЖ175 // Авиационные материалы и технологии. 2014. №S4. С. 87–92. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-s4-87-92.
24. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
25. Chen Y., Prasath R., Slater T.J.A. et al. An investigation of diffusion – mediated cyclic coarsening and reversal coarsening in an advanced Ni-based superalloy // Acta Materialia. 2016. Vol. 110. P. 295–305.
26. Goodfellow A.J., Galindo-Nava E.I., Christofidou K.A. et al. Gamma Prime Precipitate Evolution During Aging of a Model Nickel-Based Superalloy // Metallurgical and materials transaction A. 2018. Vol. 49A. P. 718–728. URL: <http://www.link.springer.com> (дата обращения: 25.08.2019). DOI: 10.1007/s11661-017-4336-y.