ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ, 2020, том 121, № 3, с. 322–329

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.295'71:539.4.015

ВЛИЯНИЕ η-ФАЗЫ НА ПРОЧНОСТЬ СУПЕРСПЛАВА A286 ПРИ РАЗЛИЧНОМ СООТНОШЕНИИ Ti/Al

© 2020 г. М. Сейфоллахи[a], *, С. Х. Разави[b], Ш. Хейрандиш[b], С. М. Аббаси[a]

[a] Центр по исследованию металлических материалов (MMRC), Технологический университет Малек-Аштар, Тегеран, Иран

[b] Факультет металлургии и материаловедения, Иранский научно-технологический университет (IUST), Тегеран, Иран

*e-mail: m_seifollahi@alumnimail.iust.ac.ir

Поступила в редакцию 18.07.2019 г.
После доработки 18.09.2019 г.
Принята к публикации 23.10.2019 г.

Была выполнена оценка влияния η-фазы и соотношения Ti/Al в суперсплаве A286 на его свойства при растяжении. Сплавы с соотношением Ti/Al, равным 3, 10 и 20 были подвергнуты старению при 820°C в течение 2, 4, 8 и 16 ч для получения различной структуры и объемной доли η-фазы. Объемная доля η-фазы повышается при увеличении соотношения Ti/Al и ее структура изменяется с ячеистой на видманштеттову. Фаза η с ячеистой структурой повышает прочность суперсплава на растяжение при комнатной температуре за счет блокирования ползучести по границам зерен. Степень возрастания прочности зависит от структуры η-фазы. Для сплавов с соотношением Ti/Al, равным 10, эта степень больше, чем для сплава с соотношением Ti/Al, равным 20, что является результатом выделения η-фазы с видманштеттовой структурой. Отрицательное влияние η-фазы на прочность на растяжение при высокой температуре может быть обусловлено уменьшением прочности матрицы.

Ключевые слова: суперсплав A286 на основе Fe–Ni, соотношение Ti/Al, η-фаза, прочность на растяжение

DOI: 10.31857/S0015323020030055

1. ВВЕДЕНИЕ

Железоникелевый суперсплав A286 широко используется для изготовления деталей, требующих повышенной жаропрочности, таких как диски и лопатки турбин [1, 2]. Эти элементы турбин должны быть способны выдерживать продольные (осевые) напряжения порядка 137 МПа и температуру от 650 до 980°C [3]. Возможность использования таких компонент при высоких температурах и напряжениях в значительной степени зависит от химического состава и микроструктуры материалов, что указывает на необходимость разработки прочных высокотемпературных материалов, способных работать при высоком уровне напряжений при повышенных температурах.

Такими свойствами при высокой температуре обладает сплав A286, главным образом за счет когерентной FCC фазы γ′ ($Ni_3(Ti,Al)$) [2, 3]. Эти γ′-фазы препятствуют перемещению дислокаций в суперсплавах, что улучшает их механические свойства именно при высоких температурах [4]. Выделение фазы η (Ni_3Ti) происходит при старении или при расходовании упрочняющей γ′-фазы [1, 3, 5]. Сообщалось [1–5], что η-фаза является нежелательной, отрицательно влияющей на такие механические свойства, как ползучесть и усталость. Но в некоторых сообщениях [6, 7] указывается, что η-фаза не охрупчивает суперсплавы на основе Ni при комнатной температуре и повышенных температурах и может препятствовать ползучести по границам зерен за счет закрепления границ. Судя по всему, влияние η-фазы при комнатной температуре и повышенных температурах на механические свойства суперсплавов на основе Fe, Ni и Fe–Ni носит комплексный характер. Содержание Ti и Al, а также соотношение Ti/Al представляют собой факторы, влияющие на выделение γ′ и η-фаз. Добавление Al и Ti к γ-матрице увеличивает объемную долю γ′-фазы. Кроме того, введение Ti может уменьшить энергию дефекта упаковки γ′-фазы и, следовательно, стимулировать фазовое превращение γ′ → η [8]. Энергия антифазной доменной границы увеличивается при повышенном соотношении Ti/Al, поэтому прочность γ′ будет повышаться при увеличении соотношения Ti/Al [9]. Но сплавы с большим соотношением Ti/Al склонны к превращению γ′ → η, что делает γ′-фазу нестабильной [10]. В связи с этим можно сделать вывод о сомнительности приведенных результатов относи-

тельно влияния соотношения Ti/Al и η-фазы на прочность суперсплавов.

Влияние Al и Ti, а также их соотношения на микроструктуру и механические характеристики при сдвиговых нагрузках исследовали и другие авторы [11–18]. Однако отсутствует достаточно полное и результативное исследование влияния соотношения Ti/Al на механические свойства железоникелевых суперсплавов при комнатной и повышенной температуре. Поэтому в данной работе выполнено исследование механических свойств суперсплава A286 при растяжении, при различном соотношении Ti/Al и различных режимах термообработки, а также при различной объемной доле η-фазы при комнатной температуре и при нагреве.

2. ЭКСПЕРИМЕНТ

Железоникелевый суперсплав A286 был изготовлен с различным соотношением Ti/Al, его типичный химический состав указан в табл. 1. Сплав выплавляли в вакуумной индукционной печи (компании Balzers, Германия) и отливали в виде цилиндрических слитков диаметром 45 мм и длиной 200 мм. Печь откачивали до вакуума 10–3 Па и продували высокочистым аргоном. Все исходные материалы промывали в ацетоне и помещали в тигель из MgO–15 вес. % Al_2O_3. Слитки затвердевали в условиях, обеспечивающих поучение равноосной структуры, и охлаждались в вакуумной камере. Полученные слитки гомогенизировали, а затем подвергали горячей прокатке со степенью обжатия 80%. Слябы термообрабатывали на твердый раствор при 980°C в течение 1 ч и закаливали в воду согласно стандарту AMS 5734 [19]. Затем выполняли старение сплавов при 820°C в течение 2, 4, 8 и 16 ч с последующим охлаждением на воздухе для получения образцов с различной объемной долей η-фазы. Точность установки температуры в электрической печи сопротивления составляла примерно 5 K.

Испытания на растяжение выполняли при комнатной температуре и при температуре 650°C. Размеры образцов для испытания на растяжение в виде пластинок составляли 28 × 6 × 3 мм^3 и 25 × 6 × 3 мм^3 для испытаний при комнатной температуре и при высокой температуре, соответственно, как указано в стандарте ASTM E8. Испытания на растяжение проводили на гидравлической машине Instron 8502 при температурах 25 и 650°C с постоянной скоростью деформации 1.3 × 10^{-3} с$^{-1}$. Для испытания при высокой температуре образцы нагревали до заданной температуры и выдерживали 10 мин перед выполнением испытания. Испытание на растяжение вплоть до разрушения проводили, по крайней мере, для трех образцов, и для определения свойств при растяжении брали среднее значение.

Таблица 1. Химический состав образцов сплава A286 с различным соотношением Ti/Al (вес. %)

Элемент	Образец		
	TA3	TA10	TA20
Ni	25.2	25.8	26.3
Cr	13.7	13.6	13.5
Mo	0.97	1.07	0.98
Mn	1.02	0.90	0.80
Co	0.55	0.49	0.52
C	0.003	0.003	0.003
B	0.001	0.001	0.001
Ti	1.6	2.32	2.27
Al	0.53	0.23	0.11
Fe	Основа	Основа	Основа
Ti/Al	3.01	10.05	20.63

Микроструктуру образцов наблюдали на сканирующем электронном микроскопе Vega Tescan и с помощью оптического микроскопа Olympus. Образцы для металлографии приготавливали вручную шлифовкой на абразивной бумаге SiC с номерами от 80 до 2000, полировкой алмазной пастой размером 1.0 и 3.0 мкм с последующим травлением в растворе 8 мл HNO_3, 15 мл HCl и 4 мл глицерина.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Микроструктура сплавов с различным соотношением Ti/Al после старения при 820°C в течение 2 и 16 ч изображена на рис. 1. Видно, что η-фаза с ячеистой структурой сформировалась при температуре 820°C за минимальное время (2 ч), и ее объемная доля повышается при увеличении времени старения до 16 ч.

Изменение объемной доли η-фазы в зависимости от времени старения для образцов TA10 и TA20 приведено на рис. 2. Аналогичная кривая для образца TA3 отсутствует, так как при старении этого образца выделения η-фазы не наблюдали. Как можно видеть из рис. 2, объемная доля η-фазы повышается с увеличением времени старения. При увеличении времени старения атомы Ti диффундируют в высокоэнергетическую область по границам зерен и двойников, что приводит к зарождению η-фазы. Мы видим, что несоответствие параметров решеток γ′-фазы и матрицы в сплаве A286 составляет 0.45% при старении в течение короткого времени и 0.5% при старении в течение длительного времени [3, 14]. В результате при увеличении времени старения происходит укрупнение и коагуляция γ′-фазы. Вследствие коагуляции частиц γ′-фазы они становятся нестабильными, и фазовый переход γ′ → η происходит совместно с растворением частиц γ′-фазы вблизи

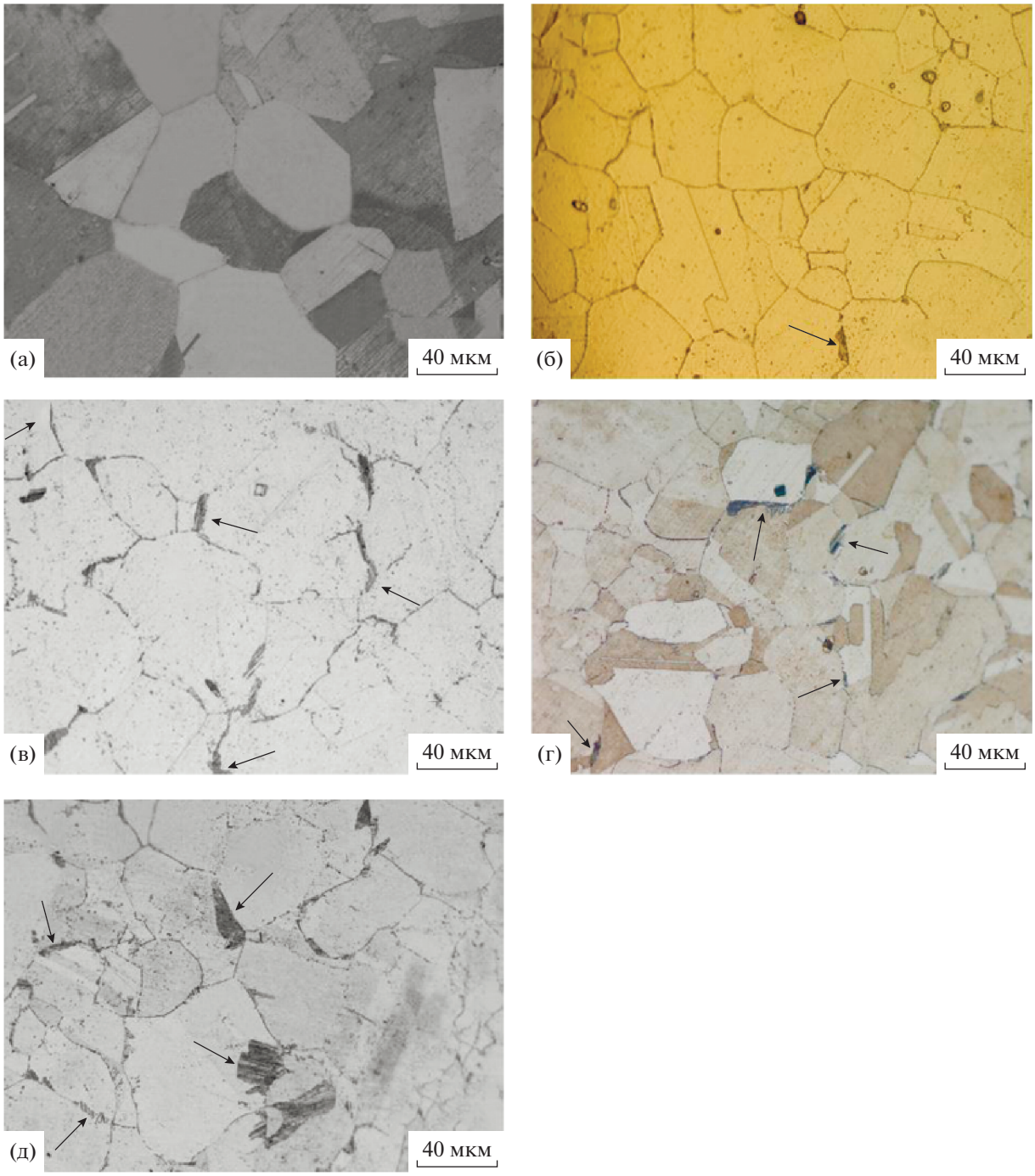

Рис. 1. Микроструктура сплавов, подвергнутых старению при 820°C: ТА3, 16 ч (а); ТА10, 2 ч (б); ТА10, 16 ч (в); ТА20, 2 ч (г) и ТА20, 16 ч (д). Стрелками показана η-фаза.

η-фазы. Как видно из рис. 3, это явление характеризуется наличием зоны без γ′-фазы вблизи η-фазы.

Известно, что η-фаза является важнейшей микроструктурной характеристикой сплавов с высоким содержанием Ti. Атомы Ti являются формирующим элементом для η-фазы, и увеличение его содержания может повысить несоответствие параметров решеток γ/γ′ [10]. Поэтому на границе раздела фаз γ/γ′ могут образовываться дефекты упаковки для снятия высоких межфазных напряжений [13]. Согласно работе Томихиса с соавторами [20], плотноупакованные плоскости для η фазы имеют последовательность ABACABAC... Введение дефектов упаковки в сплавы делает возможным изменение кристаллической структуры с $L1_2$ (γ′-фаза) на $D0_{24}$ (η-фаза), что также подтвержде-

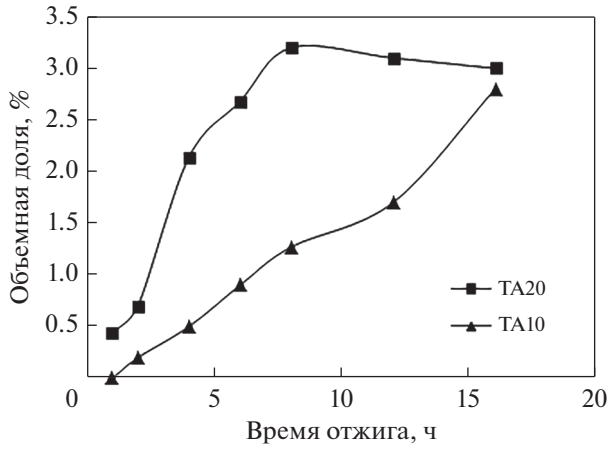

Рис. 2. Изменение объемной доли η-фазы в зависимости от времени старения при 820°C для сплавов с различным соотношением Ti/Al.

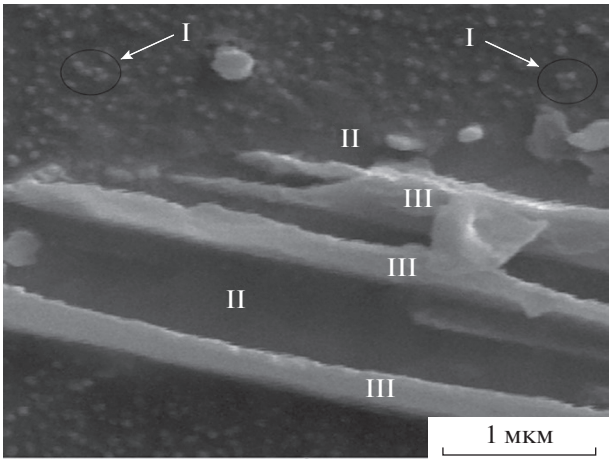

Рис. 3. Микрофотографии, полученные при сканирующей электронной микроскопии образцов, подвергнутых старению при 820°C в течение 4 ч: I – зона, не содержащая γ′-фазу; II – коагулированная γ′-фаза и III – η-фаза.

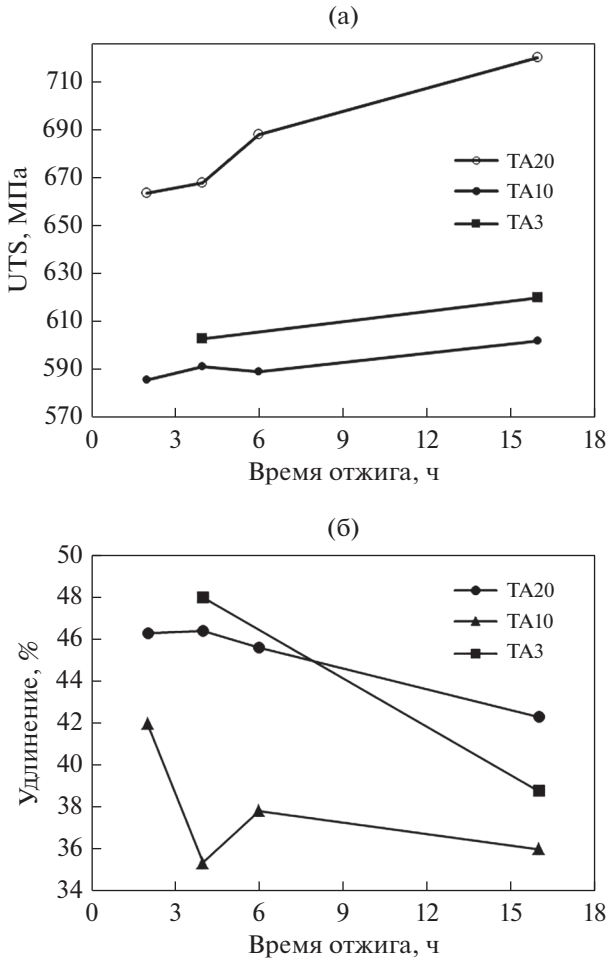

Рис. 4. Изменение предела прочности при растяжении (UTS) (а) и удлинения при комнатной температуре (б) для образцов, подвергнутых старению при 820°C в течении различного времени.

но Киром, как сообщает Сюй с соавторами [8]. Таким образом, выделение η-фазы напрямую связано с соотношением Ti/Al; именно высокое соотношение Ti/Al будет приводить к выделению η-фазы [15, 16].

Для оценки влияния η-фазы на механические свойства сплава были выполнены испытания термообработанных сплавов на растяжение. На рис. 4 приведены результаты испытаний сплавов, подвергнутых термообработке при 820°C в течение различного времени, выполненных при комнатной температуре. Для сравнения в табл. 2 приведены свойства сплавов при растяжении после старения при 720°C в течение 16 ч. Можно видеть, что предел прочности при растяжении уменьшается при увеличении температуры от 720 до 820°C.

Для поликристаллических железоникелевых суперсплавов можно рассмотреть три основных механизма упрочнения: упрочнение, обусловленное выделением γ′-фазы, твердорастворное упрочнение γ-фазы и зернограничное упрочнение. Все эти три механизма необходимо учитывать при анализе поведения сплавов при растяжении. Что касается влияния твердорастворного упрочнения за счет тугоплавких легирующих элементов, то все сплавы имели одинаковое их содержание; поэтому

Таблица 2. Свойства при растяжении при комнатной температуре для образцов, подвергнутых старению при 720°C в течение 16 ч

Образец	TA3	TA10	TA20
UTS, МПа	966	1018	994
Удлинение, %	28	27	26

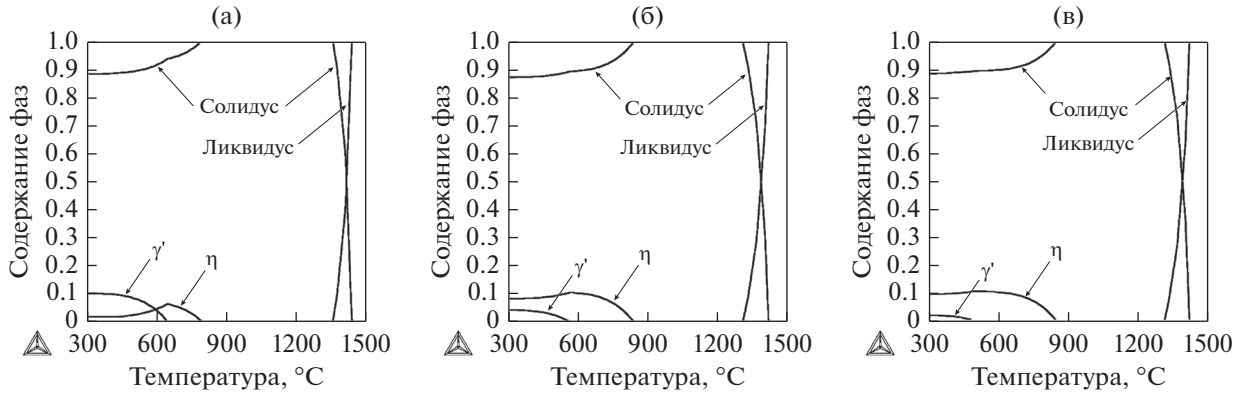

Рис. 5. Рассчитанная зависимость содержания фаз (NP) от температуры для сплавов с различным соотношением Ti/Al: 3 (а); 10 (б) и 20 (в).

влияние твердорастворного упрочнения на прочность можно игнорировать.

По сравнению со сплавами, подвергнутыми старению при 720°C в течение 16 ч, уменьшение предела прочности при растяжении для сплавов, подвергнутых старению при 820°C в течение такого же периода времени может быть обусловлено ростом и растворением γ'-фазы при более высокой температуре.

Фазовые диаграммы для трех сплавов рассчитывали с помощью программы Thermo-Calc. Объемная доля γ'-фазы и температура растворения в равновесном состоянии для этих сплавов рассчитаны исходя из фазовой диаграммы на рис. 5 и табл. 3. На рисунке показаны все возможные равновесные фазы и их весовые доли при любой температуре.

Например, при 1450°C (выше ликвидуса), образуется только жидкая фаза. При этом γ-фаза и жидкая фаза сосуществуют при температуре от 1305 до 1420°C и их весовые доли изменяются в зависимости от температуры. Фазы η и γ' существуют при низких температурах и растворяются в матрице при 840 и 579 °C соответственно. Как видно из рис. 5, в равновесном состоянии повышение соотношения Ti/Al может привести к уменьшению объемной доли γ' от ~10 об. % до 3.3 об. %. Согласно табл. 3, сплав ТА20 имеет наименьшее содержание γ'-фазы (приблизительно 3.3) и максимальную объемную долю η-фазы (11.5 об.%) вследствие наибольшего соотношения Ti/Al. Эти результаты согласуются с экспериментальными результатами, полученными при термообработке образцов при 820°C и приведенными на рис. 2.

Что касается испытаний на растяжение железоникелевых суперсплавов при низких температурах, здесь доминирующим механизмом при деформации является сдвиг дислокаций фазы γ' Таким образом, можно сделать вывод, что в сплаве ТА20 механизм упрочнения при комнатной температуре за счет выделения проявляется в наименьшей степени по сравнению с другими сплавами. Кроме того, при старении в сплавах ТА10 и ТА20 происходит выделение η-фазы (что может уменьшить упрочнение). Фаза η выделяется при расходовании γ'-фазы [21], поэтому возможно, что повышение содержания η-фазы приведет к снижению прочности сплава, но это не наблюдается на рис. 4. Увеличение времени старения от 2 до 16 ч (при 820°C), а также увеличение объемной доли η-фазы приводит к повышению предела прочности при растяжении для сплавов ТА3, ТА10 и ТА20 на 2.83, 8.44 и 2.84% соответственно. Таким образом, доминирующим механизмом

Таблица 3. Объемная доля γ' и η-фаз и температура растворения, рассчитанные с помощью программы Thermo-calc

	Объемная доля γ'-фазы, об. %	Объемная доля η-фазы, об. %	Температура растворения γ'-фазы, °C	Температура растворения η-фазы, °C
ТА3	10.0	6.0	641	793
ТА10	4.1	10.2	553	841
ТА20	3.3	11.5	545	848

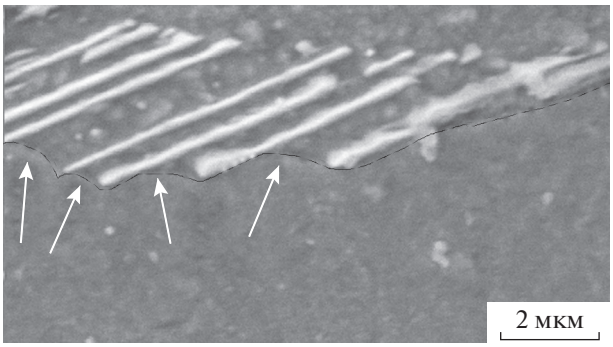

Рис. 6. Зубчатая граница зерен как результат выделения η-фазы с ячеистой структурой на границах зерен.

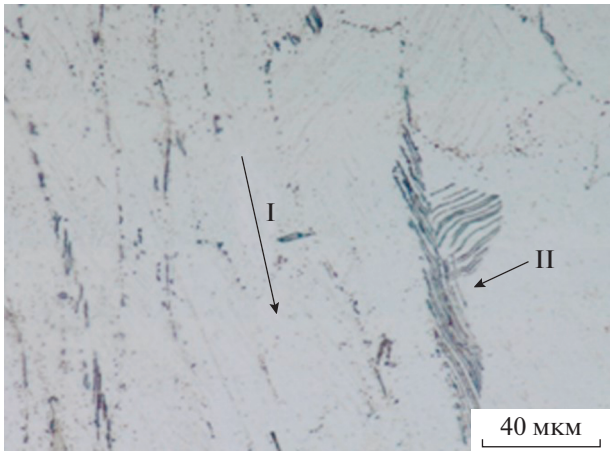

Рис. 7. Микроструктура сплава ТА10, подвергнутого старению при 820°С в течение 16 ч после испытания на растяжение при комнатной температуре; показана деформация η-фазы матрицей (II) в направлении растяжения (I).

упрочнения должно считаться зернограничное упрочнение.

Как видно из рис. 6, η-фаза имеет ячеистую структуру на границе зерен. Ячеистые выделения зарождаются на границе зерен с когерентной ориентацией относительно зерен, растущих и прорастающих в другие прилегающие зерна. Этот механизм указывает на образование аустенита с ячеистой структурой за счет миграции границ зерен при наличии выступающих зубцов ламельной η-фазы [6]. Это означает, что исходная плавная граница зерна превращается в зубчатую границу в результате выделения η-фазы на границе зерен. Зубчатая граница зерна изменяет инициирование и рост трещин. Поэтому прочность сплавов повышается при увеличении времени старения и объемной доли η-фазы. Кроме того, как видно из рис. 1д, в образце ТА20 также образуется η-фаза с видманштеттовой структурой, которая подавляет упрочняющее влияние η фазы с ячеистой структурой. Вышеуказанная характеристика η-фазы с ячеистой структурой приводит к устойчивому изменению прочности на растяжение в зависимости от времени старения, несмотря на укрупнение γ′-фазы и образование η фазы с видманштеттовой структурой в образце ТА20. Поэтому выделение фазы η-Ni_3Ti с ячеистой структурой на границах зерен не оказывает отрицательного влияния не механические свойства при комнатной температуре. Как ламели η-фазы с ячеистой структурой, так и матрица деформируются в направлении растяжения, поскольку ламели η-фазы имеют одинаковое направление по отношению к матрице [6] (рис. 7).

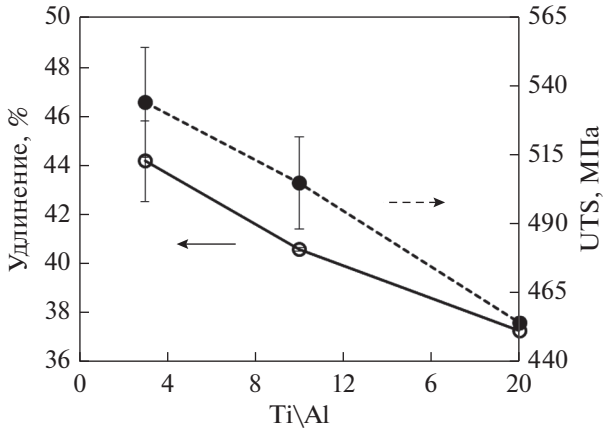

Рис. 8. Изменение предела прочности при растяжении (UTS) и удлинения для образцов, подвергнутых старению при 820°С в течение 16 ч после испытания на растяжение при 650°С.

Результаты испытания на растяжение при температуре 650°С для образцов, подвергнутых старению при 720 и 820°С в течение 16 ч, приведены на рис. 8. При 820°С образцы ТА3, ТА10 и ТА20 содержат 0, 1 и 1.6 об. % η-фазы соответственно. Изменение предела прочности на растяжение (UTS) для сплава, подвергнутого старению при 720°С в течение 16 ч, также для сравнения приведено в табл. 4. Снижение прочности на растяжение для образцов, подвергнутых старению при 820°С, по сравнению со старением при 720°С (в течение одинакового времени) связано с растворением γ′-фазы, образованием η-фазы и зоны, не содержащей γ′-фазы вблизи η-фазы, что приводит к разупрочнению матрицы.

Таблица 4. Свойства при растяжении при высокой температуре (650°С) для образцов, подвергнутых старению при 720°С в течение 16 ч

Образец	ТА3	ТА10	ТА20
UTS (МПа)	775.3	803.2	764.1
Удлинение (%)	35.16	30.08	28.2

Как видно из рис. 8, увеличение соотношения Ti/Al и объемной доли η-фазы приводит к уменьшению предела прочности при растяжении и удлинения. Как показано выше и согласно термодинамическому моделированию, γ′-фаза становится нестабильной из-за увеличения соотношения Ti/Al и температура ее растворения уменьшается. Напротив, η-фаза становится более стабильной и температура ее растворения увеличивается. Увеличение объемной доли η-фазы и дестабилизация γ′-фазы приводит к ухудшению свойств при растяжении при высокой температуре. Кроме того, прочность сплава при высокой температуре в основном определяется матрицей, а не границами зерен. Поэтому вышеуказанная характеристика η-фазы не оказала существенного влияния на улучшение свойств суперсплава A286 при растяжении при высокой температуре. Лун с сотр. [4] обнаружил, что глыбообразная или пластинчатая η-фаза может способствовать образованию трещин в суперсплаве и выделение пластинчатой η-фазы может быть фазовым превращением за счет движения дислокаций. В результате границы зерен будут слабыми из-за локальных сконцентрированных дислокаций. Поэтому можно сделать вывод о том, что выделение η-фазы в матрице отрицательно влияет на прочность при растяжении при высокой температуре, но увеличивает прочность на растяжение при комнатной температуре.

4. ВЫВОДЫ

В данной статье была выполнена оценка влияния соотношения Ti/Al и выделения η-фазы на свойства при растяжении суперсплава A286 на основе Fe–Ni. По результатам данного исследования были сделаны следующие выводы:

1. После старения η-фаза выделяется по границам зерен γ-фазы. Ее объемная доля повышается при увеличении соотношения Ti/Al, а структура изменяется с ячеистой на видманштеттову.

2. Испытания на растяжение, выполненные при комнатной температуре, показывают, что η-фаза способствует повышению прочности суперсплава A286. При старении образца TA10 при 820°C предельная прочность на растяжение (UTS) увеличилась от 663 МПа для образца, подвергнутого старению в течение 2 ч, до 719 МПа для образца, подвергнутого старению в течение 16 ч.

3. Степень повышения UTS зависит от структуры η-фазы. Для сплава с соотношением Ti/Al = 10 эта степень больше, чем для сплава с соотношением Ti/Al равным 20, что является результатом выделения η-фазы с видманштеттовой структурой.

4. Наличие η-фазы различным образом влияет на свойства при растяжении при высокой температуре и при комнатной температуре. Можно утверждать, что выделение η-фазы в сплаве отрицательно влияет на его прочность при высокой температуре.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Guo Z., Liang H., Zhao M., Rong L.* Effect of boron addition on hydrogen embrittlement sensitivity in Fe–Ni based alloys // Mat. Sci. Eng. A. 2010. V. 527. P. 6620–6625.
2. *Liu G., Huang C., Zhu H., Liu Z., Liu Y., Li C.* The modified surface properties and fatigue life of Incoloy A286 face-milled at different cutting parameters // Mat. Sci. Eng. A, 2017. V. 704. P. 1–9.
3. *Bradley C.M.* Microstructural characterization and heat treatment of A286 turbine bucket / M.S. thesis The university of Texas at El Paso, 2009.
4. *Long G.F., Yoo Y.S., Jo C.Y., Seo S.M., Song Y.S., Jin T., Hu Z.Q.* Formation of η and σ phase in three polycrystalline superalloys and their impact on tensile properties // Mat. Sci. Eng. A. 2009. V. 527. P. 361–369.
5. *Pillar T., Oscar M., Manuel S.* Potentiodynamic study of the influence of gamma prime and eta phase on pitting corrosion of A286 superally // J. Alloys. Comp. 2016. V. 673. P. 231–236.
6. *Cui C.Y., Gu Y.F., Ping D.H., Harada H., Fukuda T.* The evolution of η phase in Ni–CO base superalloys // Mat. Sci. Eng. A. 2008. V. 485. P. 651–656.
7. *Zhao M.J., Guo Z.F., Liang H., Rong L.J.* Effect of boron on the microstructure, mechanical properties and hydrogen performance in a modified A286 // Mat. Sci. Eng. A. 2010. V. 527. P. 5844–5851.
8. *Xu Y., Zhang L., Li J., Xiao X., Cao X., Jia G., Shen Z.* Relationship between Ti/Al ratio and stress-rupture properties in nickel-based superalloy // Mat. Sci. Eng. A. 2012. V. 544. P. 48–53.
9. *Zhao S., Xie X., Smith G.D., Patel S.J.* Research and Improvement on structure stability and corrosion resistance of nickel-base superalloy inconel alloy 740 // Mat. Design. 2006. V. 27. P. 1120–1127.
10. *Mustafa A.H., Hashmi M.S., Yilbas B.S., Sunard M.* Investigation into thermal stresses in gas turbine transition-piece: Influence of material properties on stress levels // J. Mater. Process. Tech. 2008. V. 201. P. 369–373.
11. *Cicco H.D., Luppo M.I., Gribaudo L.M., Ovejero-Garcıa J.* Microstructural development and creep behavior in A286 superalloy // Mater. Charact. 2004. V. 52. P. 85–92.
12. *Liu X., Jian Z., Lijian R., Yiyi L.* Cellular η phase precipitation and its effect on the tensile properties in an Fe–Ni–Cr alloy // Mat. Sci. Eng. A. 2008. V. 488. P. 547–553.
13. *Cabibbo M., Gariboldi E., Spigarelli S., Ripamonti D.* Investigation on precipitation phenomena of Ni–22Cr–12Co–9Mo alloy aged and crept at high temperature // Int. J. pres. Vessels pip. 2008. V. 85. P. 63–71.
14. *Wen-juan W., Guang-wei H., Bo D.* Influence of aging treatment on precipitation behavior of η phase in Ni–Co–Cr Alloy // J. Iron Steel Res. Int. 2010. V. 17. P. 64–69.
15. *Heo F.Y.U., Takeguchi M., Furuya K., Lee H.C.* Transformation of DO24 η-Ni_3Ti phase to face-centered cu-

bic austenite during isothermal aging of an Fe–Ni–Ti alloy // Acta Mater. 2009. V. 57. P. 1176–1187.

16. *Seifollahi M., Kheirandish Sh., Razavi S.H., Abbasi S.M.* η phase precipitation in an Fe–Ni-based superalloy with different Ti/Al ratio // Int. J. Mat. Res. 2013. V. 104. P. 344–360.
17. *Seifollahi M., Kheirandish Sh., Razavi S.H., Abbasi S.M.* The mechanism of η phase precipitation in A286 superalloy during heat treatment // J. Mat. Eng. Perf. 2013. V. 22. P. 3063–3069.
18. *Seifollahi M., Kheirandish Sh., Razavi S.H., Abbasi S.M., Sahrapour P.* Effect of η phase on mechanical properties of A286 Iron-based superalloy using shear punch testing // ISIJ Int. 2013. V. 53. P. 311–317.
19. AMS standard: Steel, Corrosion and Heat-Resistant, Bars, Wire, Forgings and Tubing 15Cr–25.5Ni–1.2Mo–2.1Ti, 0.006 B–0.30V Consumable Electrode Melted, 1650°F (899°C) Solution Heat Treated, 5734J (2001).
20. *Tomihisa N.K., Kaneno Y., Takasugi T.* Phase relation and microstructure in Ni_3Al–Ni_3Ti–Ni_3Nb pseudo-ternary alloy system // Intermetallics. 2002. V. 10. P. 247–254.
21. *Liu G., Huang C., Zhu H., Liu Z., Liu Y.* Combined effect of resistance spot welding and precipitation hardening on tensile shear load bearing capacity of A286 superalloy // Mat. Sci. Eng. A. 2017. V. 688. P. 309–314.