



Н.А. НОЧОВНАЯ, В.И. ИВАНОВ,
Е.Б. АЛЕКСЕЕВ, А.С. КОЧЕТКОВ

ПУТИ ОПТИМИЗАЦИИ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ ТИТАНА

Разработка жаропрочных материалов на основе титана с рабочей температурой $>600^{\circ}\text{C}$ является весьма актуальной, поскольку позволяет расширить диапазон применения титановых сплавов в двигателе- и самолетостроении. Применение литейных TiAl (γ -фаза) сплавов («46-1-1S» (США) и ВТИ-3 (РФ)) и деформируемых Ti_2AlNb (орт-фаза) сплавов (ортосплавы, «22-23» (США) и ВТИ-4 (РФ)) в двигателестроении (детали КНД и КВД, ТНД и др.) позволит повысить рабочую температуру на $100\text{--}150^{\circ}\text{C}$ (в сравнении с традиционными титановыми сплавами), снизить их массу на 25–30% (в сравнении со сталью), обеспечить пожаробезопасность конструкции [1].

Из всех алюминидов титана наиболее жаропрочным является интерметаллид TiAl. Кроме того, использование γ -сплавов могло бы обеспечить экономию дефицитных металлов – никеля (кобальта), вольфрама, молибдена и других, что создавало бы дополнительную экономию от применения этих сплавов [1].

В зависимости от содержания основного компонента Al различают однофазные и двухфазные γ -сплавы.

Однофазные γ -сплавы, содержащие $>51\%$ (атомн.) Al, имеют низкую прочность и пластичность; при этом горячая деформация, не изменяя их структуру (за исключением размеров зерен), не улучшает механических свойств сплавов. Легирование таких сплавов 5% (атомн.) (Nb + Ta) не повышало механических свойств, но приводило к возрастанию жаропрочности. Поскольку отливки были структурно неоднородны и имели невысокие механические свойства, то с помощью операции термомеханической обработки (ТМО) в (γ + α_2)-области проводилось измельчение и формирование дисперсной глобуллярной структуры, которая показала некоторое улучшение пластичности при небольшом повышении прочностных свойств. Однако даже в таком состоянии сплавы оставались малопригодными для практического применения.

Первыми разработками γ -сплавов были сплавы систем Ti–(47–48)Al–(0,5–2,5)V–0,2C% (атомн.) (США) и Ti–(47–48)Al–(2–3,5)W–(0,2–0,8)Si% (атомн.) (фирма ABB, Швеция). Эти сплавы состояли из (85–95)% (объемн.) γ -фазы + (10–15)% (объемн.) α_2 -фазы, изготавливались по слитковой технологии и предназначались для изготовления литых или деформированных полуфабрикатов. Литые детали имели крупное или мелкое зерно (в зависимости от сечения) с пластинчатой структурой, низкие прочностные и пластические свойства, но высокие характеристики вязкости разрушения и жаропрочности. Деформированные полуфабрикаты, изготовленные методами ковки/экструзии и/или изотермической штамповкой, имели мелкую глобуллярную структуру и при комнатной температуре обладали повышенным пределом прочности и относительным удлинением. С повышением температуры сплавы с такой структурой разупрочнялись, что приводило к снижению прочности и жаропрочности.

Следующее поколение γ -сплавов имело состав Ti–(47–48)Al–(2–5)(Nb + Cr)% (атомн.) (сплав 48-2-2, США). Сплавы содержали (75–85)%



(объемн.) γ -фазы + (15–10)% (объемн.) α_2 -фазы + (10–5)% (объемн.) β -фазы. Присутствие β -фазы в виде тонких прослоек между пластинами γ/α_2 -фазами способствовало повышению прочности и пластичности. Механические свойства литых сплавов при температуре 20°C были на уровне малолегированных деформированных сплавов, но уступали им по жаропрочным свойствам. Варианты сплавов, модифицированных 0,8% (объемн.) TiB₂, обеспечивали в отливках более мелкозернистую структуру и повышенные прочностные свойства, но пластичность, вязкость разрушения и жаропрочность были невысокими. Термомеханическая (ТМО) и последующая термическая обработка (ТО) обеспечивали получение мелкозернистых пластинчатых или дуплексных структур.

Дальнейшее повышение механических свойств γ -сплавов достигнуто за счет снижения содержания Al до (45–48)% (атомн.) и легированием их тугоплавкими элементами до 10% (атомн.). Сплавы имеют состав Ti–(1–3)(Cr + Mn + V + Zr)–(1–5)(Nb + Ta + Mo + W + Re)–(0,1–2)(B + Si + C)% (атомн.). В структуре сплавов присутствует (20–15)% (объемн.) α_2 -фазы + (10–15)% (объемн.) β -фазы + некоторое количество карбидов, силицидов или их совместных соединений. Оптимизация свойств по параметрам «прочность–пластичность–жаропрочность» – обеспечивалась ТМО в ($\gamma + \alpha$)-области, ТО – в α -области и регламентированным охлаждением до температур $T_{\text{эвт}}$ – (25–50)°C, продолжительной выдержкой и последующим охлаждением. Получаемые после такой термообработки почти пластинчатые или пластинчатые структуры обладали повышенной прочностью при обычной и рабочих температурах, хорошей низкотемпературной пластичностью и повышенной жаропрочностью.

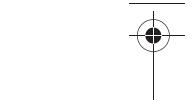
Разработанные составы γ -сплавов и достигнутый при этом уровень механических свойств представлены в табл. 1.

Несмотря на использование различных систем легирования сплавов и формирования в них различных типов структур, на сегодняшний день

Таблица 1
Механические свойства современных литейных сплавов на основе TiAl

Свойства	Значения свойств литейных сплавов (литье + ТО)		
	Ti–46Al–1Cr–1Nb–Si% (атомн.) (США)	Ti–45Al–4Nb–4Zr–Si% (атомн.) (Англия)	ВТИ-3* (РФ)
При 20°C			
d , кг/м ³	3950	4050	3800
E , ГПа	172	168	168
σ_B , МПа	520	570	495
δ , %	2,5	1	0,6
K_{1c} , МПа $\sqrt{\text{м}}$	35	–	–
При 760°C			
σ_B , МПа	480	520	380
δ , %	1,8	2,2	0,4
$\sigma_{0,5/100}$, МПа	320	320	300

* Длительная прочность за 100 ч без ТО.



не удалось получить на γ -сплавах одновременного повышения прочностных, пластических и жаропрочных свойств: сплавы, обладающие повышенными пределами прочности, имеют низкие значения пластичности и жаропрочности, а при снижении пределов прочности в сплавах повышаются пластические и жаропрочные характеристики.

Тем не менее зарубежные фирмы продолжают проводить интенсивные исследования γ -сплавов с целью изучения возможности формирования оптимальной микроструктуры, которая сможет обеспечить лучшее сочетание характеристик «прочность–пластичность–жаропрочность».

Для обеспечения наименьших затрат при изготовлении деталей из γ -сплавов, основными способами получения деталей могут стать современные литейные технологии в сочетании с термической обработкой или изотермической деформацией и термической обработкой [2].

С точки зрения повышенных удельных прочностных характеристик и пластичности (в том числе и технологической пластичности), наиболее интересны орто-сплавы, несмотря на их повышенную плотность и сложность металлургического цикла производства [3].

Отмечается, что основными преимуществами этих сплавов являются:

- высокие упругие, прочностные и пластические характеристики;
- низкий температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР);
- высокие характеристики МЦУ и MnЦУ;
- меньшие значения СРТУ;
- лучшие жаропрочные свойства при температурах 500–650°C;
- высокая жаростойкость.

Несмотря на достоинства этих сплавов, за рубежом до сих пор не освоен в опытно-промышленном масштабе какой-либо орто-сплав. По-видимому, это связано с тем, что подобные сплавы оказались достаточно сложными в металлургическом производстве. Необходимость использования для легирования более дорогостоящих элементов (Nb, Ta и W) при повышенном их содержании в сплавах, обеспечение высокой однородности состава слитков, применение прокатного и термического оборудования с защитной атмосферой (вакуумом или инертным газом), жесткий контроль макро- и микроструктуры в полуфабрикатах – главные причины торможения промышленного освоения этого класса сплавов [4].

Преодоление большинства указанных трудностей этих сплавов достигается благодаря разработке экономнолегированных орто-сплавов и использованию технологий производства титановых сплавов, позволяющих путем твердорастворного, дисперсионного и структурного упрочнения упорядоченной орто-фазы сохранить хорошую технологичность при сохранении приемлемой жаропрочности сплавов.

Проблемы формирования мелкозернистой структуры в отливках из сплавов системы Ti-Al (γ -сплавов)

Сплавы на основе интерметаллида TiAl (γ -сплавы) являются наиболее жаропрочными титановыми сплавами. Эти сплавы имеют наиболее высокие удельные прочностные и жаропрочные свойства, а также характеристики выносливости, кроме того они обладают высокой пожаробезопасностью, поэтому рекомендуются для деталей двигателя с рабочей температурой до 800°C.



Однако металлургическое производство таких сплавов встречает трудности, связанные с обеспечением высокой однородности химического состава сплавов (это связано с разницей между титаном и алюминием по плотности и температурам плавления), а также однородной макроструктуры по сечению слитка, уменьшением дефектов литой структуры [5–8].

В данной статье рассматриваются технологические приемы получения мелкозернистой структуры в отливках, получаемых многократным вакуумно-дуговым переплавом (ВДП) на лабораторном оборудовании, которые обеспечивают значительное уменьшение размеров макро- и микрзерна, что позволяет исключить ряд операций по измельчению структуры горячей обработкой давлением и снизить металлоемкость производства полуфабрикатов из этих сплавов.

Интерметаллидный γ -сплав является высоколегированным сплавом с содержанием алюминия ~35% (по массе), и выплавка его слитков заданного состава с высокой однородностью состава – достаточно сложная задача.

Ниже представлены данные исследований по отработке режимов выплавки γ -сплавов методом многократного ВДП с расходуемым электродом. В соответствии с этой технологией для получения слитков из титановых γ -сплавов используются шихтовые материалы, применяемые в производстве серийных титановых сплавов. С учетом того, что интерметаллидные сплавы содержат большое количество алюминия, они изготавливаются способом тройного переплава (с целью более равномерного распределения легирующих элементов в их объеме), последовательно используют кристаллизаторы диаметром 100, 125 и 150 мм соответственно.

Выплавку отливок проводили в гарнисажной печи методом центробежной заливки. Проведение плавки на максимальном режиме (сила тока 8–9 кА) обеспечивает быстрое плавление электрода в тигле, сохраняет температуру жидкого металла и способствует лучшему заполнению форм. При данном режиме уменьшается попадание примесей из гарнисажа.

Важным технологическим процессом, улучшающим качество литьих отливок, является горячее изостатическое прессование (ГИП). При проведении ГИП имеющиеся в отливках внутренние дефекты свариваются за счет диффузии металла без изменения геометрических размеров литьей детали. Структура отливок после проведение ГИП не меняется.

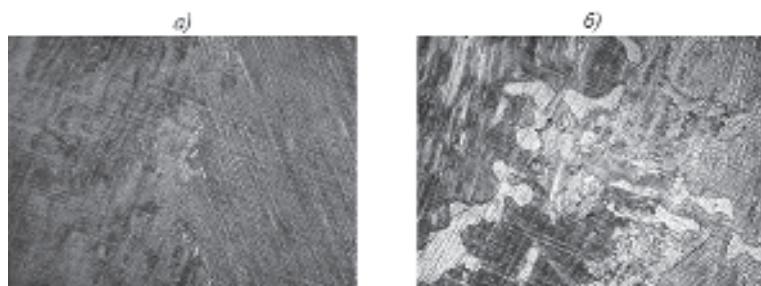


Рис. 1. Микроструктура модельных образцов γ -сплава в исходном состоянии (а) и после гомогенизирующего отжига при температуре 1250°C в течение 2,5 ч (б)

Исследование микроструктуры проводилось на модельных отливках при увеличениях $\times 500$. Микроструктура отливок (рис. 1, а) представле-



на крупными зернами с размером зерна 1000–2000 мкм и пластинчатой формой внутризеренных составляющих толщиной 10–15 мкм и длиной 1000–2000 мкм, расположенных параллельно друг другу в пределах микрозерна.

Определение фазового состава опытного сплава выполняли рентгеноструктурным методом. В результате исследований установлено, что в структуре сплава основной фазой является γ -фаза (TiAl), а также присутствует фаза Ti_3Al (<5% объемн.) и некоторое количество силицидов.

Влияние режимов термической обработки на структуру отливок исследовали после проведения гомогенизирующего отжига в ($\alpha + \gamma$)-области и термоциклирования в α -области.

В микроструктуре литых образцов после гомогенизирующего отжига при температуре 1250°C в течение 2,5 ч не происходит изменения размера первичных зерен, но наблюдается некоторое увеличение толщины внутризеренных пластин γ -фазы и коагуляции пластин α_2 -фазы в частицы, близкие к сферическим (рис. 1, б). Средний размер частиц составляет от 50 до 150 мкм.

Нагрев модельных образцов при температуре 1350°C в течение 10 мин с последующим охлаждением на воздухе до температуры 20°C привел к получению микрозерна размером от 500 до 1200 мкм с тонким и параллельным распределением пластин γ - и α_2 -фаз в пределах зерна. Наличие такой структуры в литых образцах свидетельствует о протекании процесса фазовой перекристаллизации, сопровождающейся заметным измельчением микрозерна (рис. 2, а).

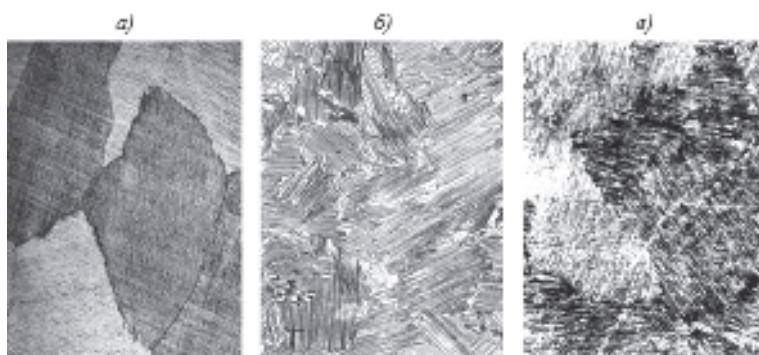
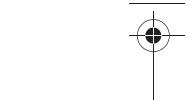


Рис. 2. Микроструктуры модельных образцов после однократной термической обработки при 1350°C, 10 мин с охлаждением на воздухе (а), двухкратной термической обработки по аналогичному режиму (б) и модельных отливок после термоциклирования с последующим охлаждением до 1000°C, выдержка 6 ч, охлаждение на воздухе (с)

Повторный нагрев образца до температуры 1350°C и охлаждение до температуры 20°C способствовал дополнительному измельчению микроструктуры с 500–1200 до 200–300 мкм и получению ранее описанной тонкопластинчатой структуры. Таким образом, многократная термическая обработка – термоциклизование – в α -области и охлаждение до температуры 20°C способна эффективно измельчать крупную литую структуру, сохраняя тонкопластинчатую внутризеренную структуру (рис. 2, б).



Поскольку первая ступень циклической термической обработки γ -сплава проводится при достаточно высоких скоростях охлаждения, она формирует тонкопластинчатую структуру, которая имеет повышенные жаропрочные свойства, но низкие пластические характеристики из-за возникновения остаточных напряжений в элементах структуры и сохранения остаточной метастабильной β -фазы. Для повышения пластических свойств сплава с такой структурой необходимо проведение стабилизирующей термической обработки в двухфазной ($\gamma + \alpha_2$)-области, в процессе которой происходит снятие термических напряжений и стабилизация β -фазы. Проведенные исследования показали, что такими температурами являются 950–1000°C (рис. 2, *в*).

Исследованы механические свойства образцов из модельных отливок опытного интерметаллидного TiAl γ -сплава после вышеуказанной термической обработки (табл. 2).

Таблица 2
Механические свойства образцов из модельных отливок TiAl γ -сплава

Свойства	Значения свойств при температуре испытаний, °C		
	20	700	750
σ_B , МПа	554–567	535–543	522–525
$\sigma_{0,2}$, МПа	538–548	469–495	455–470
δ , %	0,4–0,7	1–1,2	2–2,2
ψ , %	0,5–0,9	1,1–1,9	2,9–3,6
σ_{100} , МПа	—	375	313

Возможности повышения механических свойств деформированных полуфабрикатов из сплавов системы Ti-Al-Nb

Для формирования структуры интерметаллидного орто-сплава с целью обеспечения оптимального уровня свойств необходимо проведение горячей обработки давлением и термической обработки.

Деформационная обработка

Исследование влияния режимов деформации на структуру и механические свойства интерметаллидного сплава Ti_2AlNb проводили в интервале температур 1060–1150°C, т.е. деформация велась в B2-области, поскольку B2-фаза имеет ОЦК кристаллическую решетку, обладающую наибольшим количеством активных систем скольжения и двойникования, что и приводило к значительному облегчению процессов деформации.

Влияние температуры горячей деформации (ковки и прокатки) на механические свойства интерметаллида Ti_2AlNb представлено в табл. 3.

Микроструктура интерметаллида после ковки слитка при температуре 1060°C (рис. 3, *а*) состояла из вытянутых эллипсообразных дисперсных выделений орто-фазы с прослойками β -фазы. Дополнительная прокатка на пруток при температуре 1050°C после ковки при температуре 1060°C позволила получить структуру (рис. 3, *б*) с более равномерно распределенными равноосными выделениями орто-фазы (средний размер выделений 2–5 мкм). Дальнейшее повышение температуры прокатки до 1150°C

Таблица 3

**Влияние температуры ковки и прокатки
на механические свойства интерметаллида Ti_2AlNb**

Режим деформации	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ
	МПа		%	
Ковка при 1060°C	850	740	2,5	4,0
Ковка при 1060°C + прокатка при 1050°C	960	850	3,5	5,0
Ковка при 1060°C + прокатка при 1150°C	1010	920	1,6	3,5

(β_2 -область) после ковки при температуре 1060°C позволило зафиксировать структуру (рис. 3, а) со светлыми более крупными (5–10 мкм) полигоническими зернами орто-фазы и дисперсными выделениями β -фазы.

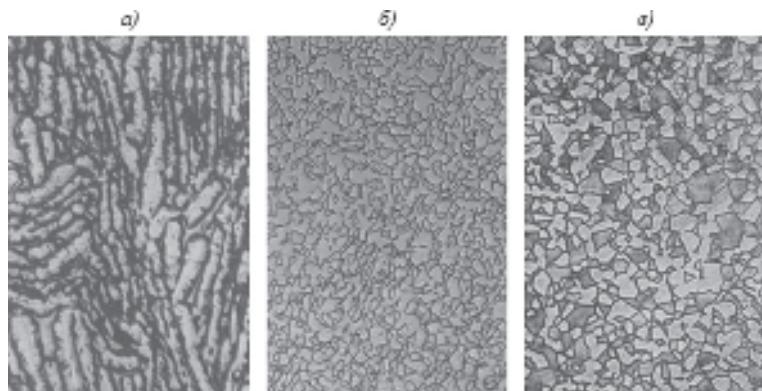


Рис. 3. Микроструктуры интерметаллида Ti_2AlNb после ковки при температуре 1060°C (а) и деформации по режимам: ковка при температуре 1060°C + прокатка при 1050 (б) и 1150°C (в)

Анализ полученных данных позволяет сделать вывод, что наиболее высокие значения характеристик пластичности в сочетании с достаточно высокой прочностью получены при деформации вблизи температуры полиморфного превращения – ковка при 1060°C с последующей прокаткой при 1050°C. Однако данные микроструктурного анализа свидетельствовали о присутствие в сплаве метастабильных фаз, распад которых в дальнейшем может привести к изменению комплекса полученных свойств. Исходя из этого совершенно очевидной становится необходимость проведения термической обработки для стабилизации структурно-фазового состояния и механических свойств.

Термическая обработка

Выбор режимов термической обработки был осуществлен на основе анализа литературных и экспериментальных данных предыдущих научно-исследовательских работ, из которого следует, что температура закалки выбирается вблизи температур фазовых превращений для фиксации метастабильных фаз, которые при последующем старении обеспечивают



наибольшую степень упрочнения в сочетании с хорошими пластическими характеристиками.

Для определения влияния термической обработки на структуру и механические свойства исследуемого сплава в качестве оптимальных были выбраны следующие режимы термообработки – отжиг при температуре 1050°C, 1 ч (охлаждение на воздухе) и закалка при 1025°C, 1 ч (охлаждение в масле) с последующим старением при 750°C, 3 ч (охлаждение на воздухе). Температура 1025°C лежит вблизи ($\alpha_2 + \text{B2}$)-области, что обеспечивает при закалке фиксацию пересыщенной B2-фазы с последующим ее распадом при старении на стабильные β - и орто-фазы. Температура отжига 1050°C лежит также на границе B2- и ($\alpha_2 + \text{B2}$)-областей. При медленном охлаждении на воздухе происходит структурно-фазовое превращение, обеспечивающее получение при комнатной температуре структуры из смеси β - и орто-фаз.

Влияние отжига, проведенного по режиму 1050°C, 1 ч (охлаждение на воздухе), на структуру исследуемого интерметаллида сильно зависело от предшествующей деформационной обработки, что и обусловливало формирование того или иного структурного состояния:

- после ковки при температуре 1060°C отжиг приводил к выделению глобулей орто-фазы в объеме превращенного β -зерна (рис. 4, а);
- после ковки при температуре 1060°C с последующей прокаткой при 1050°C отжиг позволял получить структуру, характеризующуюся наличием мелкодисперсных направленных пластин орто-фазы в объеме первичного β -зерна (рис. 4, б);
- после ковки при температуре 1060°C с последующей прокаткой при 1150°C сформировались более крупные пластины орто-фазы, вследствие чего получены более низкие характеристики прочности и пластичности (рис. 4, в).

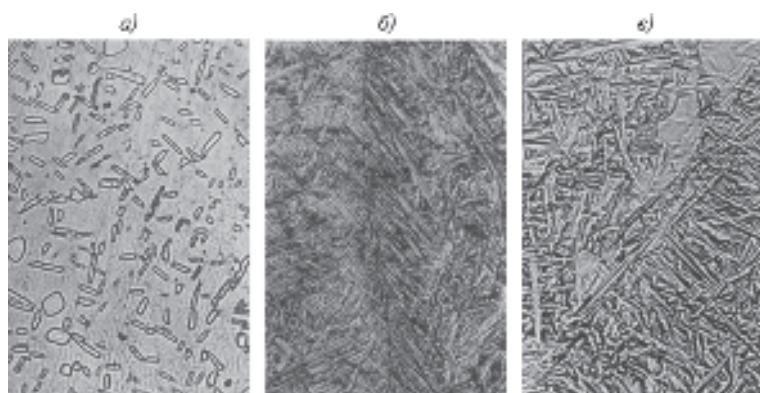


Рис. 4. Влияние отжига на микроструктуру интерметаллида Ti_2AlNb после ковки при температуре 1060°C (а) и деформации по режимам: ковка при температуре 1060°C + прокатка при 1050 (б) и 1150°C (в)

Для дальнейшего улучшения комплекса механических свойств исследуемого деформированного материала и выбора из них оптимального комплекса свойств, проводилась закалка при температуре 1025°C с охлаждением в масле и старение при 750°C с охлаждением на воздухе.



Структура после данного режима термической обработки так же, как и в случае с отжигом, зависела от условий предшествующей деформации:

- после ковки при температуре 1060°C термическая обработка приводила к образованию структуры, представляющей собой смесь зерен эллипсовидной формы орто- и β -фаз, часть из которых ориентирована по направлению прокатки (рис. 5, а);

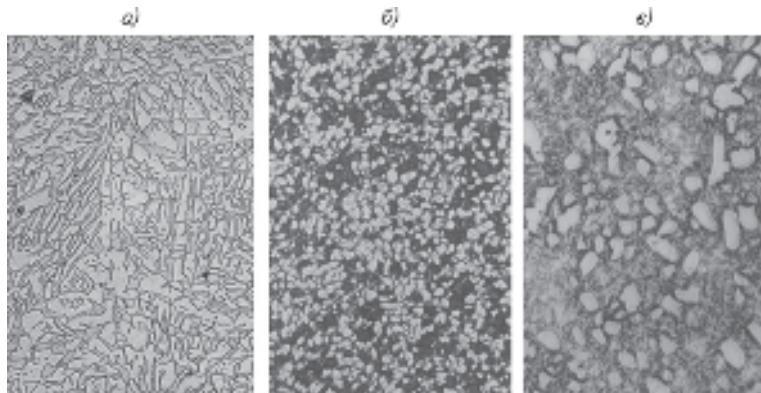


Рис. 5. Влияние закалки и старения на микроструктуру интерметаллида Ti_2AlNb после ковки при температуре 1060°C (а) и деформации: ковка при температуре 1060°C + прокатка при 1050 (б) и 1150°C (в)

- после ковки при температуре 1060°C и последующей прокатки при 1050°C закалка и старение формировали равноосную глобулярную структуру (рис. 5, б), которая и приводила к повышению характеристик пластичности до уровня 6–8%;

- после ковки при температуре 1060°C и последующей прокатки при 1150°C влияние термической обработки также проявлялось в образовании глобулярно-пластинчатой структуры (рис. 5, в), однако размер глобулей более значительно увеличивался вследствие повышения температуры прокатки. Это находит свое отражение в изменении комплекса свойств.

Механические свойства интерметаллида Ti_2AlNb после различных режимов обработки представлены в табл. 4.

Таблица 4

Механические свойства интерметаллида Ti_2AlNb после различных режимов обработки

Режим деформации	Термическая обработка	σ_b	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	$\sigma_b^{650^\circ}$, МПа
		МПа	МПа	%	%	
Ковка при 1060°C	Отжиг при 1050°C, 1 ч По режиму: 1025°C, 1 ч (охлаждение в масле) + + 750°C, 3 ч (охлаждение на воздухе)	875 1000	809 850	2,7 3,2	4,5 5,0	460 650



Продолжение табл. 4

Режим деформации	Термическая обработка	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	$\sigma_B^{650^\circ}$, МПа
		МПа		%		
Ковка при 1060°C + + прокатка при 1050°C	Отжиг при 1050°C По режиму: 1025°C, 1 ч (охлаждение в масле) + + 750°C, 3 ч (охлаждение на воздухе)	1021 1081	885 928	4,4 7,2	8,5 12,1	670 700
Ковка при 1060°C + + прокатка при 1150°C	Отжиг при 1050°C По режиму: 1025°C, 1 ч (охлаждение в масле) + + 750°C, 3 ч (охлаждение на воздухе)	950 1120	802 930	3,4 4,2	6,4 8,2	480 660

Из анализа полученных данных видно, что из всех исследуемых режимов термомеханической обработки оптимальным по сочетанию полученного комплекса свойств является следующий режим:

– ковка при температуре 1060°C с последующей прокаткой при 1050°C;

– нагрев под закалку до температуры 1025°C с выдержкой при этой температуре 1 ч и охлаждением в масле;

– старение при температуре 750°C в течение 3 ч, охлаждение на воздухе.

Эти значения механических свойств хорошо коррелируют с данными по структурно-фазовому состоянию исследуемого интерметаллида Ti_2AlNb .

ЛИТЕРАТУРА

1. Иванов В.И., Ясинский К.К. Эффективность применения жаропрочных сплавов на основе интерметаллидов Ti_3Al и $TiAl$ для работы при температурах 600–800°C в авиакосмической технике // Технология легких сплавов. 1996. № 3. С. 63–68.
2. Biermann H., Hartmann O. Mechanical behavior and fatigue properties of metal-matrix composites, Metal Matrix Composites: Custom-made Materials for Automotive and Aerospace Engineering, Edited by Kainer, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. RGaA, Weinheim. 2006. P. 173–196.
3. Kumpfert J. Intermetallic Alloys Based on Orthorhombic Titanium Aluminide // Advanced Engineering Materials. 2001. V. 3. № 11. P. 851–864.
4. Kumpfert J., Leyens C. Orthorhombic Titanium Aluminides: Intermetallic with Improved Damage Tolerance, Titanium und Titanium Alloys, Fundamentals and Application, Ed. by C. Leyens, M. Peters, Wiley-VCH, GmbH & Co. KGaA, Wienheim. 2003. P. 59–88.
5. Анташев В.Г., Иванов В.И., Ясинский К.К. Разработка технологии получения литых деталей из интерметалличного сплава $TiAl$ и их использование в конструкциях // Технология легких сплавов. 1996. № 3. С. 20–23.



6. Иванов В.И., Ночовная Н.А. Интерметаллиды на основе титана // Титан. 2007. № 1. С. 44–48.

7. Appel F., Oehring M. γ -Titanium Aluminide alloys: Alloys Design and Properties, Titanium und Titanium Alloys, Fundamentals and Application, Ed. by C. Leyens, M. Peters, Wiley-VCH, GmbH & Co. KGaA, Weinheim. 2003. P. 89–152.

8. Иванов В.И., Ночовная Н.А. Перспективные жаропрочные материалы на основе алюминидов титана: Труды Международ. науч.-техн. конф. «Научные идеи С.Т. Кишкина и современное материаловедение». М.: ВИАМ. 2006. С. 98–103.

А.И. ХОРЕВ, Н.А. НОЧОВНАЯ, А.Л. ЯКОВЛЕВ

МИКРОЛЕГИРОВАНИЕ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ МЕТАЛЛАМИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Микролегирование с целью модифицирования структуры практически не изменяет механических свойств фазовых составляющих сплава, но влияет на морфологию структуры, изменяя размер зерен фазовых составляющих и состояние их границ. Такие изменения приводят к существенному улучшению структурно-фазового состояния и повышению механических свойств. Важнейшая роль при создании новых сплавов отводится микролегированию, в том числе редкоземельными металлами (РЗМ).

Модификация металлов и сплавов осуществляется, как правило, либо путем введения тугоплавких элементов, которые искусственно увеличивают число зародышей при кристаллизации, либо путем введения поверхностно-активных элементов, которые, адсорбируясь на границах кристаллов, создают определенный барьер между кристаллом и жидкостью, препятствуя его росту. Механизм влияния редкоземельных элементов в качестве микролегирующих добавок различен. Такие микролегирующие добавки могут отличаться высокой энергией связи с вакансиями. В этом случае атомы микролегирующей добавки действуют как ловушки для вакансий. При этом затрудняются диффузионные процессы, связанные с участием вакансий в транспортировке атомов легирующих элементов. В титановых сплавах, содержащих эвтектоидобразующие легирующие элементы, микродобавки будут подавлять процессы образования и роста интерметаллических фаз. Редкоземельные элементы могут располагаться преимущественно на границе раздела матричной β -фазы и выделяющейся α -фазы, уменьшая поверхностную энергию, что в свою очередь приводит к уменьшению критического размера зародыша α -фазы. Распад становится более равномерным и более дисперсным. В связи с тем, что поверхностная энергия при введении редкоземельных элементов уменьшается, термодинамический потенциал роста продуктов распада также уменьшается [1–4].

Поскольку для титановых сплавов редкоземельные элементы являются ярко выраженным горофильными элементами, то при микролегировании ими сплавов этого класса возникает эффект «скопления» легирующих элементов на границах раздела даже при очень небольшой концентрации редкоземельных элементов в сплаве.

