

УДК 669.295:669.76

И. Г. Захарченко, канд. физ.-мат. наук Н. А. Волчок,
П. А. Брюханов, канд. физ.-мат. наук Т. С. Совкова

Южноукраинский национальный педагогический университет, им. К. Д. Ушинского, г. Одесса

ВЛИЯНИЕ КОМБИНАЦИИ ПРЯМОЙ И ПОПЕРЕЧНОЙ ПРОКАТОК НА ТЕКСТУРУ И АНИЗОТРОПИЮ СВОЙСТВ ЛИСТОВ α - ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-3Al-1,5V

Поперечная прокатка текстурированных листов сплава Ti-3Al-1,5V разрушает предыдущую текстуру и формирует новую с высокой интенсивностью базисной компоненты. Это уменьшает анизотропию свойств и изменяет ее характер. Текстурированное упрочнение листов составило 0,210 после прямой прокатки до 20 % и поперечной – до 30 %.

Ключевые слова: текстура, анизотропия, модуль Юнга, модуль сдвига, полюсная фигура, тензор, текстурированное упрочнение.

1 Введение

Управление текстурой и обусловленной ею анизотропией физико-механических свойств является одной из главных задач современного металловедения. Разработка технологий, позволяющих создавать в листах оптимальную текстуру, может служить важным резервом улучшения свойств изделий по многим параметрам. Такие технологические процессы обычно включают в себя комбинацию различных видов пластической деформации и термообработки.

В [1–3] показано, что прочностные характеристики изделий из α - и $\alpha+\beta$ -титановых сплавов, например, сферических сосудов высокого внутреннего давления могут быть существенно улучшены за счет создания в них текстуры с высокой интенсивностью базисной компоненты, обеспечивающей изотропность свойств в направлениях, касательных к их поверхности. Усиление базисной ориентировки в текстуре титановых сплавов может быть получено в результате комбинаций прямой и поперечной прокаток [4–8]. Применение поперечной прокатки, кроме того, позволяет направленно менять характер анизотропии свойств в листах и изделиях из гексагональных металлов [2, 9, 10]. Для листов титановых сплавов характер анизотропии после прямой прокатки определяется главным образом второй гармоникой ее Фурье-представления. Поэтому можно ожидать, что изменение направления прокатки на $\frac{\pi}{2}$ должно подавить эту гармонику, что в результате вначале приведет к уменьшению анизотропии свойств в плоскости листов [9, 10], а затем – к развитию другой по характеру анизотропии свойств. Эти соображения и определили цель и содержание данной работы.

Целью работы явилось изучение влияния вида и степени деформации холодной прокаткой на текстуру

и анизотропию свойств листов α -титанового сплава Ti-3Al-1,5V.

2 Материалы и методы исследований

Материалом для исследований служили полумиллиметровые листы сплава Ti-3Al-1,5V с полиэдрической структурой (рис.1) в условиях поставки (окончательная обработка – теплая прокатка+вакуумный рекристаллизационный отжиг при ~ 820 °C).

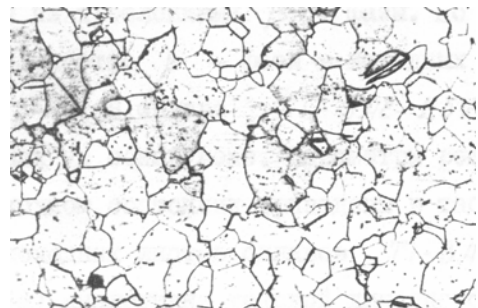


Рис.1. Структура листов сплава Ti-3Al-1,5V в условиях поставки ($\times 300$)

Далее полосы сплава прокатывали в направлении прокатки (НП) на стане с диаметром валков 150 мм без реверса до 20, 40, 60, 80 и 90 % по толщине. Исходные листы, а также листы, прокатанные в прямом направлении до 20 и 40 %, дополнительно прокатывали в поперечном (ПН) к первоначальному направлению прокатки (НП) или (НП') до 10, 20, 35 и 50 % деформации. Из полученных полос вырезали дискообразные образцы для рентгенодифрактометрических исследований и прямоугольные (длиной 100, шириной 12 мм) под различными углами к НП через каждые 15° для измерения модуля Юнга. Модули Юнга определяли динамическим методом по частоте собственных поперечных колебаний образца [11]. Постоянные решет-

ки a и c сплава в исходном состоянии определили рентгеновским методом по стандартной методике [12]. Они составили: $a = 4,6882 \text{ \AA}$, $c = 2,9462 \text{ \AA}$. Отношение $c/a = 1,5913$ отличается в сторону увеличения от йодидного титана [13] только в третьем знаке. Наличие β -фазы на рентгенограммах нами не было обнаружено. Кривые полюсной плотности снимали по методу Шульца [12] «на отражение» в CuK_α -излучении на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3М для плоскостей (0002). ПФ нормировали в уровнях средней полюсной плотности [14]. Дефокусировку при наклоне образца к оси гониометра учитывали аналитически по методу Сегмюллера [15]. Периферийную часть ПФ обнуляли.

3 Результаты и их обсуждение

На рисунке 2 приведены полюсные фигуры (0002) для некоторых видов деформации прокаткой листов исследуемого сплава.

Текстура исходных листов сплава Ti-3Al-1,5V характеризуется наличием главным образом базисной компоненты $(0001)\langle 10\bar{1}0 \rangle$ (рис. 3). Присутствуют также и ориентировки $\{(0001) \pm \alpha_1 \text{НН} - \text{НП}\}$ и $\{(0001) \pm \alpha_2 \text{НН} - \text{НП}\}$, где НН – нормальное к плоскости листа направление. Однако эти ориентировки поглощены базисной ориентировкой $(0001)\langle 10\bar{1}0 \rangle$, что выражается на ПФ значительной протяженностью областей рассеяния. Рассеяние вдоль ПН составляет $\sim 60^\circ$, а вдоль оси НП – $\sim 35^\circ$.

Холодная прокатка до 20 % обжатия не изменяет существенно тип текстуры сплава. Выделяется близости от центра небольшой максимум в ПН. Дальнейшая холодная прокатка существенно изменяет текстуру.

Четко различаются две ориентировки: $\{(0001) \pm \alpha_1 \text{НН} - \text{НП}\}$ и $\{(0001) \pm \alpha_2 \text{НН} - \text{НП}\}$, которые развиваются по мере увеличения степени деформации холодной прокаткой. Углы α_1 и α_2 и интенсивность полюсной плотности, соответствующая этим углам, меняются немонотонно в довольно небольших пределах. Величина α_1 меняется в пределах $18\text{--}22^\circ$, а величина α_2 – от 8 до 12° . Листы становятся существенно анизотропными в отношении упругих свойств, которую мы наблюдаем на экспериментальных кривых анизотропии модуля Юнга в плоскости листов сплава (рис. 3). При этом сохраняется базисная компонента. Она ослабляется, но все равно присутствует на ПФ. Остается и значительным рассеяние в НП и ПН. Поэтому надежно спрогнозировать анизотропию свойств листов сплава, пользуясь только данными об идеальных ориентировках, не представляется возможным.

Анализ текстуры поперечнокатаных листов позволяет сделать вывод о том, что на уровне зерен пластическая деформация при поперечной прокатке обеспечивается главным образом реализацией двух кристаллографических механизмов: пирамидального скольжения в плотнотупакованных направлениях $\langle 11\bar{2}3 \rangle$ и базисного – в направлениях $\langle 11\bar{2}0 \rangle$. Роль призматического, более легкого с точки зрения критических напряжений сдвига, скольжения в сплаве при поперечной прокатке мала, вследствие ориентационного фактора. Двойников в исследованном сплаве мы не обнаружили. В результате реализации указанных механизмов деформации в текстуре формируется достаточно интенсивная базисная центрального типа компонента, которую часто называют «прочной». Эта компонента и обеспечивает «текстурное упрочнение»

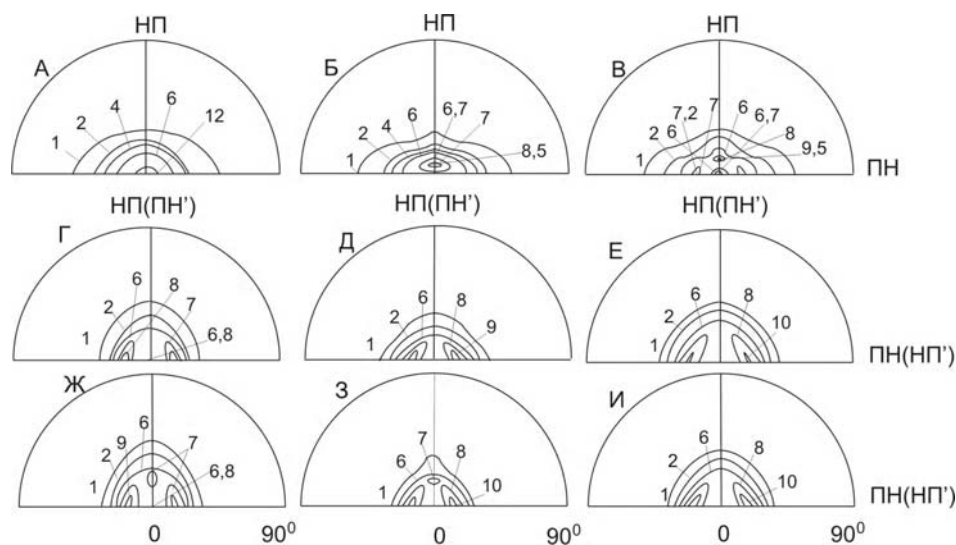


Рис. 2. Полюсные фигуры (0002) листов сплава Ti-3Al-1,5V в состоянии поставки (А) и деформированных прямой холодной прокаткой до Б-20 и В-40 % обжатия, а далее поперечной прокаткой до 20 (Г-Е) и 50 % (Ж-И) от исходного состояния (Г, Ж) и после прямой прокатки до 20 (Д, З) и 40 % (Е, И) деформации

листов сплава, подвергнутого комбинации прямой и поперечной прокаток. На рисунках приведены значения микротвердостей ($H_{НН}$, $H_{НП}$, $H_{ПН}$) листов сплава, подвергнутых прямой и комбинации прямой и поперечной прокаток для направлений НН, НП и ПН, а также значения коэффициентов «текстурного упрочнения», которые принято задавать формулой [1]:

$$K_{\perp} = \frac{H_{НН} - \frac{1}{2}(H_{НП} + H_{ПН})}{H_{НН}}$$

Из приведенных данных следует, что значения $H_{НН}$ и K_{\perp} существенно выше, чем в листах, прокатанных только в прямом направлении с теми же суммарными обжатиями. Наибольшее упрочнение листов в НН достигается при поперечной прокатке в прямом направлении до 20 %. Максимальное значение коэффициента K_{\perp} в сплаве получено при деформации прямой и поперечной прокаток в соотношении 20 % вдоль + 30 % поперек. K_{\perp} для таких листов составил величину 0,210.

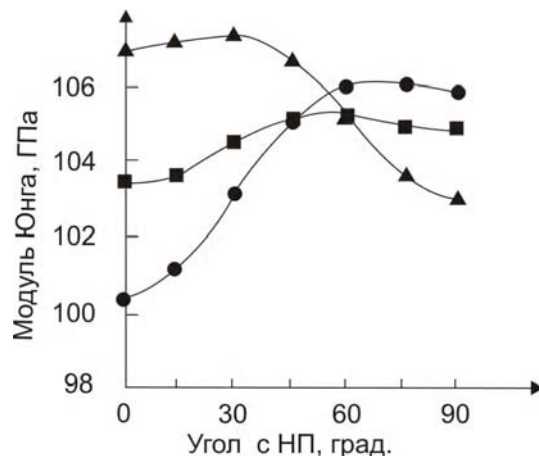


Рис. 3. Анизотропия модуля Юнга листов сплава Ti-3Al-1,5V в ● – исходном состоянии и после деформации комбинацией прямой до 20 % обжатия и поперечной до ■ – 30 и ▲ – 40 % обжатия холодной прокаткой

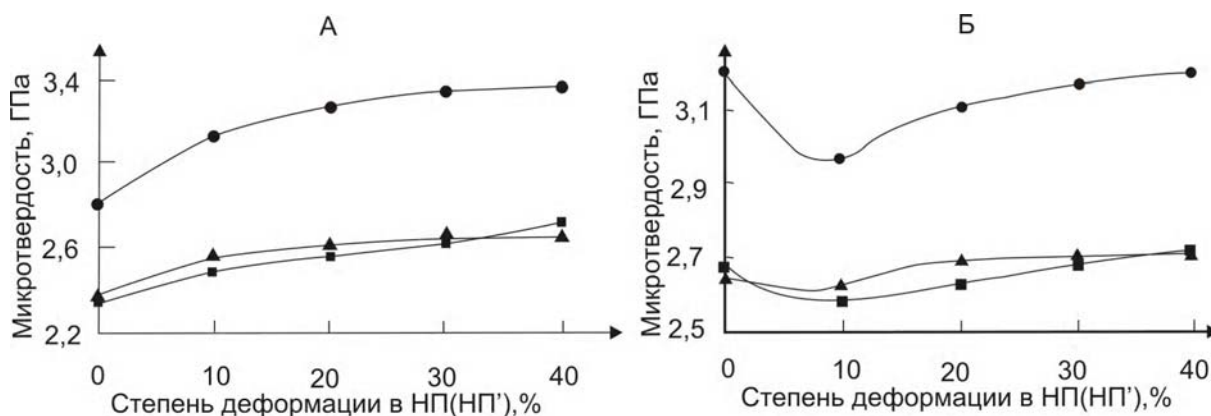


Рис. 4. Зависимость микротвердости от деформации холодной прокаткой в поперечном направлении к первоначальному листов сплава Ti-3Al-1,5V, предварительно прокатанных до 20 (А) и 40 % (Б) обжатия для ● – НН, ■ – НП и ▲ – ПН

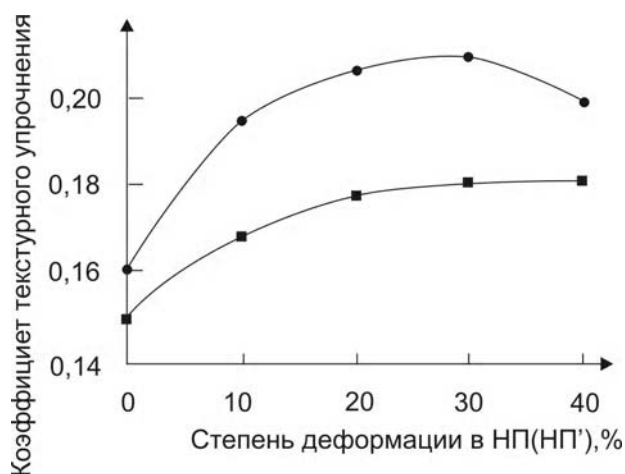


Рис. 5. Изменение коэффициента «текстурного упрочнения» в процессе деформации поперечной прокаткой листов сплава, предварительно прокатанных вдоль НП до ● – 20 и ■ – 40 % деформации

По методу [16], рассчитали интегральные характеристики текстуры (I_i), которые несут исчерпывающую информацию об анизотропии свойств текстурованного листового проката (табл. 1).

Экспериментальную анизотропию модуля Юнга листов сплава в условиях поставки (теплая прокатка + вакуумный отжиг при 320 °) представили в виде ряда Фурье, содержащего только четные коэффициенты:

$$\frac{1}{E(\varphi)} = A_0 + A_2 \cos 2\varphi + A_4 \cos 4\varphi,$$

где амплитуды гармоник ряда, рассчитанные из экспериментальной анизотропии, составили: ($A_0 = 0,957$; $A_2 = 0,01$; $A_4 = -0,003$) $\cdot 10^{-11} \frac{M^2}{H}$. Угол φ отсчитывается от НП.

В модели орторомбического квазимонокристалла анизотропия модулей Юнга и сдвига имеют вид [17]:

$$E^{-1}(\varphi) = s_{11} + 2 \left(s_{13} - s_{11} + \frac{1}{2} s_{44} \right) \psi_2^T(\varphi) + (s_{33} + s_{11} - 2s_{13} - s_{44}) \psi_4^T(\varphi), \quad (1)$$

$$G^{-1}(\varphi) = \frac{1}{2} S_{44} + s_{11} - s_{12} + \left(s_{11} - 2s_{33} - 4s_{13} - \frac{3}{2} s_{44} + s_{12} \right) \psi_2^T(\varphi) + 2(s_{11} + s_{33} - 2s_{13} - s_{44}) \psi_4^T, \quad (2)$$

где

$$I_1^{(h)} = \langle \alpha_{13}^2 \rangle, I_2^{(h)} = \langle \alpha_{23}^2 \rangle, I_3^{(h)} = \langle \alpha_{33}^2 \rangle, I_4^{(h)} = \langle \alpha_{13}^4 \rangle, I_5^{(h)} = \langle \alpha_{23}^4 \rangle, I_6^{(h)} = \langle \alpha_{13}^2 \alpha_{23}^2 \rangle, \quad (3)$$

названные в [17] интегральными характеристиками текстуры (ИХТ); s_{ij} – константы податливости гексагонального монокристалла; α_{mn} – направляющие косинусы гексагональной оси относительно системы координат листа, которыми являются (НП), (ПН) и (НН); $\langle \rangle$ – усреднение по всем ориентациям кристаллов; индекс (h) означает принадлежность I_k к гексагональной системе;

$$\psi_2^T(\varphi) = I_1^{(h)} \cos^4 \varphi + I_2^{(h)} \sin^4 \varphi + \frac{1}{4} (I_1^{(h)} + I_2^{(h)}) \sin^2 \varphi$$

и $\psi_4^T(\varphi) = I_6^{(h)} \cos^4 \varphi + I_4^{(h)} \sin^4 \varphi + 1,5 I_5^{(h)} \sin^2 2\varphi$ – функции анизотропии текстурованных листов; угол φ отсчитывается от НП.

Отсюда несложно получить выражения для амплитуд гармоник ряда Фурье через интегральные характеристики текстуры и значения монокристалльных характеристик податливости исследуемого сплава, а располагая экспериментальными значениями амплитуд гармоник соответствующих рядов Фурье решить обратную задачу – найти компоненты тензора податливости произвольного сплава гексагональной структуры. Формулы для их расчета мы получили в виде:

$$s_{11} = A_0 - \frac{A_2(I_1 + I_2)}{I_1 - I_2} + 4 \frac{A_4(I_6 - I_4)(I_1 + I_2)}{(I_1 - I_2)(I_4 + I_6 - 6I_5)} - 3 \frac{A_4(I_4 + I_6 + 2I_5)}{(I_4 + I_6 - 6I_5)},$$

$$s_{13} - s_{11} + \frac{1}{2} s_{44} = \frac{2A_2}{I_1 - I_2} - 8A_4 \frac{I_6 - I_4}{(I_1 - I_2)(I_4 + I_6 - 6I_5)},$$

$$s_{33} + s_{11} - 2s_{13} - s_{44} = \frac{8A_4}{(I_4 + I_6 + 6I_5)}.$$

По (3) рассчитали интегральные характеристики текстуры листов сплава после указанных выше обработок (табл. 1), константу податливости S_{11} и комбинации $s_{13} - s_{11} + \frac{1}{2} s_{44}$ и $s_{33} + s_{11} - 2s_{13} - s_{44}$ для исходного состояния сплава.

В данной работе мы не располагали данными по анизотропии свойств модуля сдвига. Однако, учитывая, что для гексагональных металлов компонента $|S_{13}|$ примерно в 12 раз меньше компоненты S_{44} , а компонента S_{12} по модулю примерно в два раза меньше S_{11} [17], получили следующие значения констант податливости для монокристалла сплава Ti-3Al-1,5V в исходном состоянии:

$$(S_{11} = 1,128211; S_{12} = -0,564105; S_{44} = 2,2564212; S_{33} = 0,753266; S_{13} = -0,1808) \cdot 10^{-11} \frac{M^2}{H}.$$

Из таблицы следует, что для текстуры, которая характеризуется отклонением базисных полюсов в НП, имеют место соотношения: $I_1^{(h)} > I_2^{(h)}$ и $I_4^{(h)} > I_5^{(h)}$. Для текстуры у которой базисные полюса отклонены в ПН: $I_1^{(h)} < I_2^{(h)}$ и $I_4^{(h)} < I_5^{(h)}$. Следует отметить, что независимых интегральных характеристик, используемых для описания текстуры гексагональных структур не 6, а только 5, так как $I_3^{(h)} = 1 - (I_1^{(h)} + I_2^{(h)})$.

По (2), данным таблицы 1 и значениям компонентов тензора податливости s_{ij} сплава Ti-3Al-1,5V рассчитали изменения анизотропии модуля сдвига и коэффициента Пуассона в плоскости листов, подвергнутых комбинации прямой и поперечной прокаток. Результаты для некоторых наиболее характерных степеней деформаций приведены на рисунке 6.

Таблиця 1 – Значення інтегральних характеристик текстури листов сплава Ti-3Al-1,5V, деформованих комбінацією прямої і поперечної прокаток

Степень деформации в первоначальном НП, %	I_i	Интегральные характеристики текстуры				
		Степень прокатки в поперечном направлении, %				
		0	10	20	30	40
Исх	I_1	0,057106	0,079806	0,087127	0,108784	0,134671
	I_2	0,132085	0,121862	0,099608	0,07644	0,081331
	I_3	0,810808	0,798332	0,813265	0,814775	0,783998
	I_4	0,009028	0,016963	0,020704	0,029819	0,043079
	I_5	0,044469	0,038251	0,022559	0,014394	0,017556
	I_6	0,024457	0,030893	0,034187	0,029132	0,024106
20	I_1	0,053992	0,073819	0,076684	0,082105	0,093357
	I_2	0,148676	0,144609	0,12448	0,111044	0,082883
	I_3	0,797332	0,781571	0,798836	0,806851	0,82376
	I_4	0,008122	0,014408	0,01548	0,018563	0,021353
	I_5	0,052008	0,043417	0,033067	0,026878	0,013835
	I_6	0,029282	0,03306	0,032746	0,027748	0,027444
40	I_1	0,058665	0,066159	0,10682	0,115722	0,105649
	I_2	0,151518	0,145595	0,144361	0,117504	0,103999
	I_3	0,789816	0,788245	0,748819	0,766773	0,790352
	I_4	0,009029	0,0123	0,028083	0,030267	0,026286
	I_5	0,052376	0,041197	0,042072	0,027816	0,02115
	I_6	0,031263	0,030102	0,02365	0,02136	0,025633

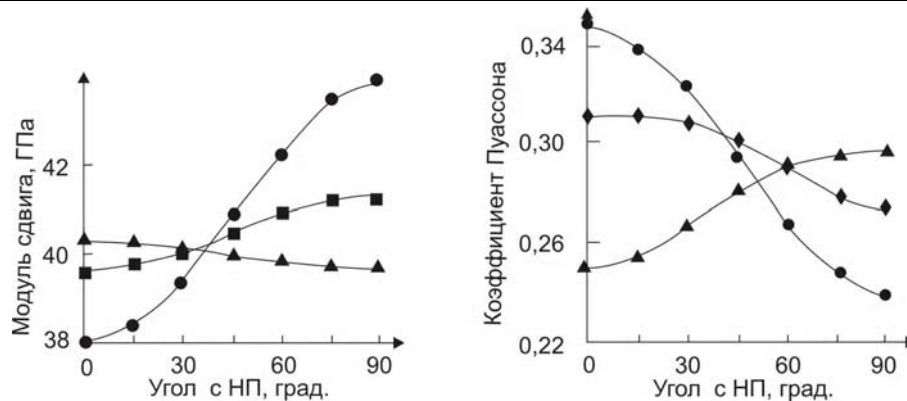


Рис. 6. Анизотропия модуля сдвига и коэффициента Пуассона листов сплава Ti-3Al-1,5V, деформированных холодной прокаткой в прямом направлении до ● – 20 % и поперечной прокаткой до ◆ – 20, ■ – 30 и ▲ – 40 % обжатия

Из результатов измерения и расчета анизотропии упругих свойств листов сплава Ti-3Al-1,5V следует, что они существенно анизотропны уже в исходном состоянии. Поперечная прокатка уменьшает степень анизотропии модулей Юнга и сдвига и коэффициента Пуассона. Поперечная прокатка уменьшает степень деформации уже на начальных стадиях деформации в новом НП. Листы, деформированные комбинацией прямой (20 и 40 %) и поперечной (30 %) прокаток обладают анизотропией ~1–2 % и их можно считать практически изотропными.

Следует отметить, что «эффект текстуры» редко учитывается в конструкторских задачах ввиду сложности задания текстур общепринятыми способами их описания. Метод идеальных ориентировок не позволяет непосредственно оценить анизотропию свойств, обусловленную текстурой, а метод представления текстур при помощи функций распределения ориентаций (ФРО) является сложным и требует специальной подготовки конструкторов. Рассмотренный здесь подход

при помощи интегральных характеристик текстуры использует минимальное число параметров, достаточное для прогнозирования свойств в самых различных направлениях текстурированного листа или изделия. Эти характеристики могут быть использованы для сертификации текстурного состояния листового проката.

4 Выводы

1. Интегральные характеристики текстуры содержат необходимую информацию для прогнозирования тензорных свойств в произвольном направлении и могут быть рекомендованы для сертификации текстурированных поликристаллов.

2. Минимальной анизотропией упругих свойств обладают листы сплава после вакуумного отжига, а максимальной – после деформации холодной прокаткой до высоких (~ 80–90 %) степеней деформаций холодной прокаткой. Максимальные значения модуля Юнга соответствуют поперечному направлению, а минимальные – направлению прокатки.

3. Поперечная прокатка листов сплава Ti-3Al-1,5V предварительно прокатанных в прямом направлении приводит к разрушению старой текстуры и формированию новой с высокой интенсивностью базисной компоненты и дальнейшим развитием текстуры, повернутой относительно первоначальной на 90°. Формирование новой и разрушение старой текстуры приводит вначале к уменьшению анизотропии свойств и изменению ее характера, а затем к ее развитию со смещением на $\pi/2$.

4. Максимальное текстурное упрочнение листов сплава Ti-3Al-1,5V достигается при деформации комбинацией прокаток: 20 % в прямом и 30 % в поперечном направлениях. 5. По результатам Фурье анализа анизотропии модуля Юнга и значений интегральных характеристик текстуры для листов сплава после тепловой прокатки и вакуумного рекристаллизационного отжига, полученных из данных рентгеновского текстурного анализа, рассчитали значения констант податливости монокристалла сплава, которые составили: ($S_{11} = 1,128211$; $S_{12} = -0,564105$; $S_{44} = 2,2564212$; $S_{33} = 0,753266$; $S_{13} = -0,1808$) $\cdot 10^{-11} \frac{м^2}{Н}$, рассчитали также анизотропию модуля сдвига и коэффициента Пуассона листов сплава, деформированных различными комбинациями прямой и поперечной прокаток.

Перечень ссылок

1. Агеев Н. В. Текстурное упрочнение титана и циркония / Агеев Н. В., Бабарэко А. А. // Изв. АН СССР. Металлы. – 1975. – № 2. – С. 81–90.
2. О связи прочности титановых конструкций со свойствами деформированных полуфабрикатов / [Л. А. Бунин, Б. А. Колачев, С. Я. Бецофен и др.] // Цвет.мет. – 1983. – № 6. – С. 95–98.
3. Анизотропия механических свойств и текстурное упрочнение титановых сплавов / [А. И. Хорев, А. И. Красножон, А. А. Бабарэко и др.] // Легирование и термообработка титановых сплавов. – М.: ВИЛС, 1977. – С. 242–252.
4. Влияние кристаллографической текстуры на деформируемость поликристаллов с ГПУ структурой при прокатке / [Р. А. Адамеску, С. В. Гребенкин, В. И. Юшков и др.] // ФММ. – 1966. – № 5. – С. 1000–1004.
5. Брюханов А. А. Текстурирование при прокатке в титановом сплаве ПТЗ-В / Брюханов А. А., Бунин Л. А., Совкова Т. С. // Изв. АН СССР. Металлы. – 1988. – № 3. – С. 136–142.
6. Брюханов А. А. Текстура и анизотропия модуля Юнга листов сплава Ti-Al-V при прямой и поперечной прокатке / Брюханов А. А., Совкова Т. С. // Изв. вузов. Цвет. мет. – 1981. – № 4. – С. 94–98.
7. Брюханов А. А. Изменение текстуры и анизотропии упругих свойств при прямой и поперечной прокатке сплава ОТ4 / Брюханов А. А., Тарасов А. Ф., Усов В. В. // МиТОМ. – 1983. – № 9. – С. 26–29.
8. Анизотропия упругих свойств и текстурное упрочнение листов сплава ВТ20 / [А. А. Брюханов, И. Г. Захарченко, А. Ф. Тарасов и др.] // ФММ. – 1982. – № 2. – С. 415–416.
9. Брюханов А. А. Направленное развитие упругих свойств в текстурованных листах / Брюханов А. А., Мороз И. А., Иваний В. С. // ФХММ. – 1976. – № 3. – С. 124–126.
10. Брюханов А. А. Управление анизотропией упругих и прочностных свойств листовых материалов путем варьирования вида и степени холодной прокатки: тез. докл. Всесоюзной конференции по текстурам и рекристаллизации в металлах и сплавах (Красноярск, июнь 1980) / Брюханов А. А., Усов В. В., Совкова Т. С. – Красноярск: КПИ, 1980. – С. 338–339.
11. Брюханов А. А. Изучение упругих свойств стальных проволок в области рекристаллизации / Брюханов А. А. // УФЖ. – 1965. – № 1. – С. 104–107.
12. Горелик С. С. Рентгенографический и электроннооптический анализ / Горелик С. С., Расторгуев Л. Н., Скаков Ю. А. – М.: Металлургия, 1970. – 366 с.
13. Вишняков Я. Д. Теория образования текстур в металлах и сплавах / [Вишняков Я. Д., Бабарэко А. А., Владимиров С. А., Эгиз И. В.]. – М.: Наука, 1979. – 344 с.
14. Гохман А. Р. К учету дефокусировки при исследовании сплавов с механически нестабильным фазовым составом / Гохман А. Р., Брюханов А. А. // Заводская лаборатория. – 1989. – № 6. – С. 52–54.
15. Брюханов А. А. Количественный фазовый анализ ($\alpha' + \beta$)- сплавов титана из прямых полюсных фигур / Брюханов А. А., Гохман А. Р. // Заводская лаборатория. – 1985. – № 4. – С. 47–48.
16. Брюханов А. А. Интегральные характеристики текстуры кубических и гексагональных металлов / Брюханов А. А., Гохман А. Р. // Изв. вузов. Физика. – 1985. – № 9. – С. 127–130.
17. Шульце Г. Металлофизика / Шульце Г. – М.: Мир, 1971. – 503 с.

Одержано 16.11.2009

I. G. Zakharchenco, N. F. Volchok, P. A. Brjukhanov, T. S. Sovkova

THE EFFECT OF COMBINATION OF DIRECT AND TRANSVERSE ROLLING ON TEXTURE AND ANISOTROPY OF PROPERTIES OF α - TITANIUM ALLOY Ti-3Al-1,5V SHEETS

Поперечна прокатка текстурованих листів сплаву Ti-3Al-1,5V руйнує попередню текстуру і формує нову з високою інтенсивністю базисної компоненти. Це зменшує анізотропію властивостей і змінює її характер. Текстурне зміцнення листів досягає 0,210 після прямої прокатки до 20 % і поперечної – до 30 %.

Ключові слова: текстура, анізотропія, модуль Юнга, модуль зсуву, полюсна фігура, тензор, текстурне зміцнення.

The transverse rolling of textured Ti-3Al-1,5V alloy sheets destroys the previous texture and forms new one with high intensity of basic component. It decreases the anisotropy of properties and changes its character. Texture strengthening of sheets attains 0,210 after direct rolling up to 20 % and transverse – up to 30 %.

Key words: texture, anisotropy, Young's modulus, shear modulus, pole figure, tensor, texture hardening.