

ВЛИЯНИЕ АНИЗОТРОПИИ СВОЙСТВ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА НА НАПРЯЖЕНИЯ И ПЛАСТИЧЕСКИЕ ДЕФОРМАЦИИ В ЗОНЕ СВАРНОГО ШВА

К. А. ЮЩЕНКО, Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО, Н. О. ЧЕРВЯКОВ, Г. Ф. РОЗЫНКА, Н. И. ПИВТОРАК
ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Расчетным методом исследована кинетика напряженно-деформированного состояния при сварке монокристалла никелевого сплава с учетом анизотропии его теплофизических и механических свойств. Показано, что анизотропия свойств монокристалла способствует росту темпа пластических деформаций в температурном интервале ТИХ-II по сравнению с изотропным сплавом такого типа (имеющим поликристаллическое строение). В температурном интервале ТИХ-II темпы роста продольных пластических деформаций в монокристалле могут примерно в 2,0...2,5 раза превышать таковые в поликристаллическом варианте сплава, что следует учитывать при разработке соответствующих конструкций и технологии их изготовления. Библиогр. 9, табл. 3, рис. 7.

Ключевые слова: математическое моделирование, напряженно-деформированное состояние, монокристаллы, никелевые сплавы, анизотропия свойств

Непрерывный прогресс в технологии сварки различных материалов существенно расширяет области применения новых технологий. В последнее время актуальным становится вопрос сварки элементов конструкций из материалов с монокристаллической структурой. Известно, что монокристаллы характеризуются определенной анизотропией свойств как теплофизических, так и механических [1]. Естественно, что в зависимости от углов между направлением сварки и основными кристаллографическими направлениями в свариваемом монокристалле можно ожидать различную реакцию материала на тепловое воздействие процесса сварки, т.е. получать отличающуюся кинетику температурных полей и, соответственно, напряжений и деформаций. Поскольку известно, что сопротивление различным видам разрушения для монокристаллов также определяется степенью анизотропии свойств, то для разработки эффективных методов предупреждения образования трещин при сварке монокристаллов необходимо иметь достаточно четкие представления по кинетике сварочных напряжений и деформаций с учетом анизотропии теплофизических и механических свойств. Пока известно очень немного в этом направлении, поскольку соответствующие экспериментальные исследования требуют больших затрат материальных средств и времени. Естественным в этой связи является привлечение для этих целей современных расчетных компьютерных методов реализации соответствующих математических моделей [2–4] и др.

В связи с этим, целью данной работы было расчетное исследование кинетики напряженно-де-

формированного состояния при сварке монокристалла никелевого сплава с учетом анизотропии его теплофизических и механических свойств.

К сожалению, использование коммерческих пакетов компьютерных программ типа Ansys либо Sysweld связано с достаточно серьезной доработкой для учета анизотропии свойств, что требует привлечения соответствующих фирменных разработчиков этих пакетов. В ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ для решения задач по термомеханике сварки материалов уже много лет назад разработан пакет компьютерных программ «Weldpredictions», в котором используются те же математические модели, что и в указанных выше коммерческих пакетах. Несмотря на то, что пакет «Weldpredictions» менее оснащен сервисными программами, его разработчики в настоящее время работают в ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, поэтому необходимые дополнения и уточнения математических моделей, расчетных алгоритмов и компьютерных программ для выполнения численных исследований были выполнены ими в достаточно короткие сроки.

Сущность основных дополнений, связанных с учетом анизотропии указанных выше теплофизических и механических свойств применительно к монокристаллу никелевого сплава:

коэффициент теплопроводности λ_n , определяющий компоненты вектора теплового потока

$$f_n = \lambda_n \frac{\partial T}{\partial n}, \quad (n = x, y, z) \quad (1)$$

в произвольной точке x, y, z теплопроводящей среды, согласно [1] является тензором второго ранга, у которого только диагональные элементы отличаются от нуля

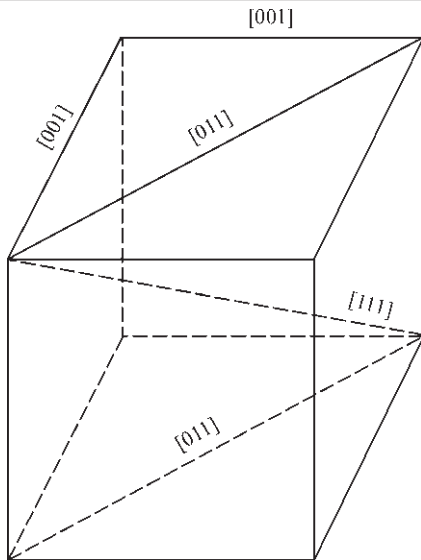


Рис. 1. Основные кристаллографические направления в монокристалле с кубической решеткой

$$\lambda_{II} = \begin{vmatrix} \lambda_{xx} & 0 & 0 \\ 0 & \lambda_{yy} & 0 \\ 0 & 0 & \lambda_{zz} \end{vmatrix} \quad (2)$$

(в соответствии с теорией теплопроводности Фурье).

По [1] у такого тензора сумма

$$\lambda_{xx} + \lambda_{yy} + \lambda_{zz} = 3\lambda_{cp} \quad (3)$$

где λ_{cp} — среднее значение коэффициента теплопроводности.

Для монокристалла с характерной кубической решеткой характерными кристаллографическими направлениями (рис. 1) являются: [001] — вдоль граней; [011] — вдоль малых диагоналей и [111] — вдоль больших диагоналей.

Если система координат x, y, z совпадает с направлениями [001], то $\lambda_{xx} = \lambda_{yy} = \lambda_{zz} = \lambda_{cp} = \lambda_{001}$.

Если ось x с направлением [011] образует угол ω , а ось z совпадает с направлением [001], то $\lambda_{zz} = \lambda_{001}$, а λ_{xx} и λ_{yy} определяются зависимостями

$$\lambda_{xx} = \lambda_{011} \cos^2 \omega + (2\lambda_{001} - \lambda_{011}) \sin^2 \omega, \quad (4)$$

$$\lambda_{yy} = 2\lambda_{001} - \lambda_{xx} = 2\lambda_{001} \cos^2 \omega - \lambda_{011} \cos 2\omega.$$

Если ось x составляет с направлением [111] угол ρ , а плоскость xOy проходит через две малые диагонали и ребра куба, то $\lambda_{zz} = 3\lambda_{cp} - \lambda_{001} - \lambda_{011} = 2\lambda_{001} - \lambda_{011}$ и соответственно

$$\begin{aligned} \lambda_{xx}(\rho) &= \lambda_{111} \cos^2 \rho + \\ &+ (3\lambda_{001} - 2\lambda_{001} + \lambda_{011} - \lambda_{111}) \sin^2 \rho = \\ &= \lambda_{111} \cos^2 \rho + (\lambda_{001} + \lambda_{011} - \lambda_{111}) \sin^2 \rho. \end{aligned} \quad (5)$$

Возможны и более общие положения оси x (ось движения источника сварочного нагрева) относительно основных кристаллографических плоскостей (направлений). Однако для простоты ограничимся вариантом (4).

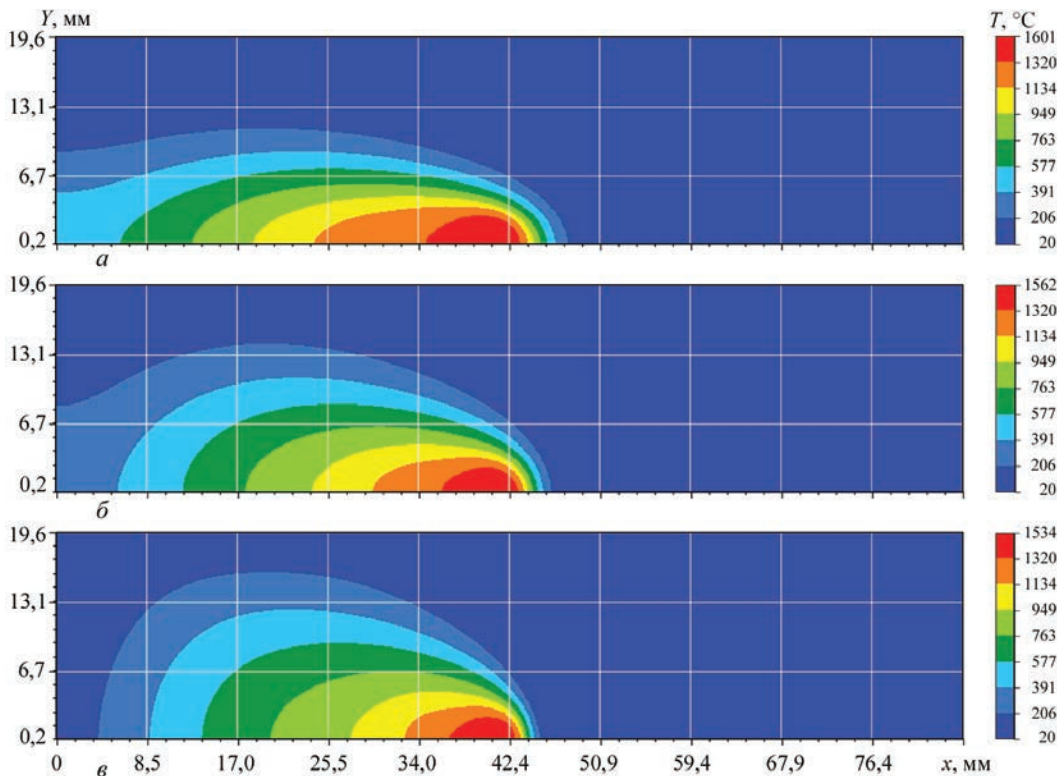


Рис. 2. Температурное поле вблизи сварочной ванны: а — при $\omega = 0$ (ширина ванны 2,85 мм, длина 9,4 мм); б — $\omega = \pi/4$ (ширина ванны 2,55 мм, длина 7,7 мм); в — $\omega = \pi/2$ (ширина ванны 2,35 мм, длина 6,4 мм)

Таблица 1. Средние теплофизические и механические характеристики исследуемого сплава

$T, ^\circ\text{C}$	$c\gamma, \text{ кал}/(\text{мм}^3\cdot^\circ\text{C})$	$\lambda, \text{ кал}/(\text{мм}\cdot\text{с}\cdot^\circ\text{C})$	$E\cdot 10^{-5}, \text{ МПа}$	$\sigma_T, \text{ МПа}$	$\alpha\cdot 10^4, 1/^\circ\text{C}$
50	0,0008063	0,0018	1,838	930,0	0,110
100	0,0007797	0,0019	1,838	930,0	0,114
200	0,0008506	0,0023	1,838	875,0	0,122
300	0,0008417	0,0024	1,838	875,0	0,140
400	0,0008594	0,0027	1,838	825,0	0,143
500	0,0008683	0,0030	1,838	800,0	0,150
600	0,0008771	0,0036	1,838	800,0	0,162
700	0,0008949	0,0036	1,838	800,0	0,185
800	0,0009746	0,0041	1,838	790,0	0,240
900	0,0010366	0,0044	1,838	650,0	0,310
1000	0,0010898	0,0048	1,585	375,0	0,380
1100	0,0012138	0,0055	0,529	125,0	0,410
1200	0,0012138	0,0055	0,271	25,0	0,390

Уже при этом можно показать, что ортотропия величины λ по (4) может привести к заметным эффектам в температурных полях. Указанное демонстрируется ниже на примере сварочного нагрева движущимся источником тепла (дуга в среде аргона, $I = 95 \text{ А}$, $U = 10,5 \text{ В}$, $v_{\text{св}} = 8,5 \text{ м/ч}$) тонкой пластинки из монокристалла никелевого сплава. Средние теплофизические свойства ($c\gamma, \lambda, \alpha$) и механические (E, σ_T), используемые в расчетах, приведены в табл. 1. Размеры пластины $L_x = 85 \text{ мм}$, $L_y = 40 \text{ мм}$, $\delta = 3 \text{ мм}$.

На рис. 2 приведены температурные поля вблизи движущейся вдоль оси x сварочной ванны в зависимости от угла $\omega = 0 \dots \pi/2$ при условии, что $\lambda_{011} = 1,5\lambda_{\text{ср}}$. Скалярная величина $c\gamma$ принималась постоянной и равной $c\gamma_{\text{ср}}(T)$ по табл. 1.

Из этих данных хорошо видно, что при указанной анизотропии величины λ температурные поля могут заметно отличаться в зависимости от углов между направлением сварки и кристаллографическими направлениями монокристалла.

Для варианта $\omega = \pi/4$, когда $\lambda_{xx} = \lambda_{yy} = \lambda_{zz} = \lambda_{\text{ср}}$ расчетные результаты хорошо согласуются с экспериментальными данными $\lambda(T)$ и $c\gamma(T)$ по табл. 1 при нормально-объемном распределении эффективной мощности источника, когда коэффициент полезного действия $\eta_{\text{и}} = 0,6$, а коэффициенты со-

средоточенности источника $K_y = K_x = 0,25 \text{ мм}^{-2}$, $K_z = 0,8 \text{ мм}^{-2}$.

Важно сравнительно оценить влияние рассматриваемой анизотропии по λ на кинетику деформаций и напряжений в характерных точках, критичных с позиций технологической прочности. С этой точки зрения, применительно к никелевым сплавам, критичными являются точки вблизи линии сплавления по риску образования поперечных горячих трещин в соответствующем температурном интервале хрупкости ТИХ сплава [5]. Оценка свариваемости данного сплава по методике Vareststraint-Test показала, что материал имеет два ТИХ:

ТИХ-I $\approx 1350 \dots 1250 \text{ }^\circ\text{C}$, $\epsilon_{\text{кр}} \approx 0,38 \%$;

ТИХ-II $\approx 1050 \dots 800 \text{ }^\circ\text{C}$, $\epsilon_{\text{кр}} \approx 0,10 \%$.

Положительные приращения пластических деформаций выше $\epsilon_{\text{кр}}$ при растягивающих нормальных напряжениях в соответствующем направлении будут способствовать образованию трещин.

Выполненные расчеты с помощью пакета «Weldpredictions» для точек, расположенных на границе от зоны сплавления $\Delta y = -0,5 \text{ мм}$ (точка 1), $\Delta y = 0,5 \text{ мм}$ (точка 2) и $\Delta y = 1,5 \text{ мм}$ (точка 3) (рис. 3) при различных $\omega = 0 \dots \pi/2$ показали степень влияния рассматриваемой анизотропии по λ на кинетику изменений соответствующих пластических деформаций ϵ_{xx}^p и напряжений σ_{xx} в точках 1...3 в зависимости от температуры в этих точках.

На рис. 4 и 5 показаны такие результаты для точки 2, а в табл. 2 приведены приращения $\Delta \epsilon_{xx}^p$ и пределы изменения напряжений σ_{xx} в ТИХ-II для всех рассмотренных точек 1–3.

Видно, что анизотропия по λ , соответствующая $\omega = 0$ и $\omega = \pi/2$, по сравнению с $\omega = \pi/4$, когда анизотропия не проявляется, приводит к заметному изменению темпов нарастания пластических деформаций в ТИХ-II.

Возможная анизотропия коэффициента относительного температурного удлинения α по

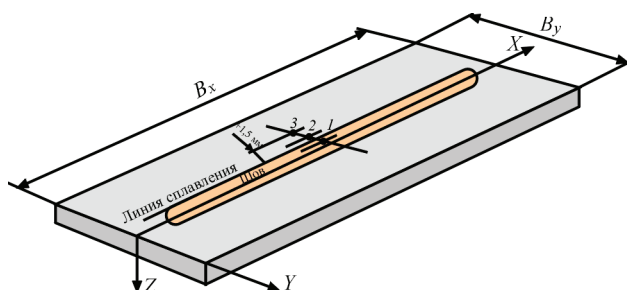


Рис. 3. Расположение исследуемых точек на образце (B_x — длина образца, B_y — ширина образца, 1 — точка в шве на расстоянии $-0,5 \text{ мм}$ от линии сплавления, 2, 3 — точка в ЗТВ на расстоянии соответственно $0,5$ и $1,5 \text{ мм}$ от линии сплавления)

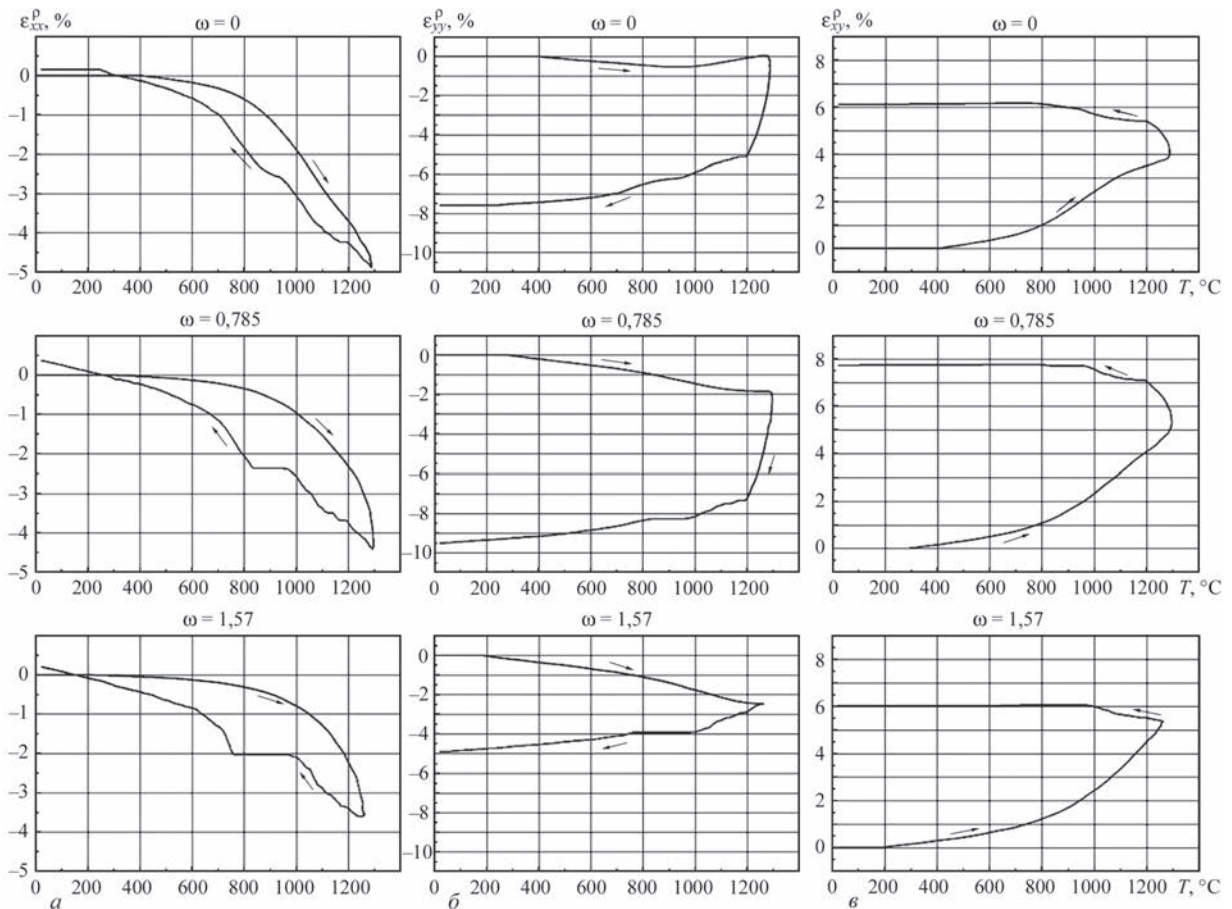


Рис. 4. Кинетика изменения пластических деформаций: а — ϵ_{xx}^p , б — ϵ_{yy}^p , в — ϵ_{xy}^p от температуры в точке 2 ($\Delta y = 0,5$ мм) с учетом анизотропии по λ для различных ω

сравнению с $\alpha_{ср}$ из табл. 1 также может оказывать определенное влияние на темп пластических деформаций в зоне ТИХ.

Поскольку величина α определяет компоненты вектора нормальных температурных деформаций в монокристалле, то по аналогии с коэффициентом теплопроводности для описания его анизотро-

Таблица 2. Сравнение деформаций ϵ_{xx}^p и напряжений σ_{xx} в ТИХ-II (1050...800) °С

Характеристика варианта	Точка 1 ($\Delta y = -0,5$ мм)		Точка 2 ($\Delta y = 0,5$ мм)		Точка 3 ($\Delta y = 1,5$ мм)		
	$\Delta \epsilon_{xx}^p, \%$	$\sigma_{xx}, \text{МПа}$	$\Delta \epsilon_{xx}^p, \%$	$\sigma_{xx}, \text{МПа}$	$\Delta \epsilon_{xx}^p, \%$	$\sigma_{xx}, \text{МПа}$	
Основной. Полная изотропия	0,8	100...900	0,9	100...900	1,7	-200...850	
Анизотропия по λ	$\omega = 0$	1,7	100...800	1,5	100...900	1,8	-200...800
	$\omega = \pi/4$	0,8	100...900	0,9	100...900	1,7	-200...850
	$\omega = \pi/2$	0,4	100...900	0,6	100...900	1,4	-200...800
Анизотропия по α	$\omega = 0$	1,5	180...900	2,0	150...900	2,5	-200...880
	$\omega = \pi/4$	0,8	180...900	0,9	150...900	1,7	-200...850
	$\omega = \pi/2$	0,3	180...900	0,3	150...900	1,0	-200...800
Анизотропия по E	$\omega = 0$	0,2	100...850	0,4	200...850	1,3	-200...800
	$\omega = \pi/8$	0,5	180...850	0,7	180...850	1,4	-200...800
	$\omega = \pi/4$	0,8	180...900	0,9	200...900	1,7	-200...800
Анизотропия по σ_T	$\omega = 0$	1,0	100...1000	1,4	100...1000	1,5	-200...1000
	$\omega = \pi/8$	0,9	100...1000	1,3	100...1000	1,4	-200...1000
	$\omega = \pi/4$	0,8	100...1000	0,9	100...1000	1,7	-200...1000
Анизотропия по $\lambda, \alpha, E, \sigma_T$	$\omega = 0$	2,0	200...1000	2,5	200...1000	2,5	-200...1000
	$\omega = \pi/8$	1,6	200...1000	3,5	200...1000	4,0	0...1000
	$\omega = \pi/4$	0,8	200...1000	0,9	200...1000	1,7	-250...1000

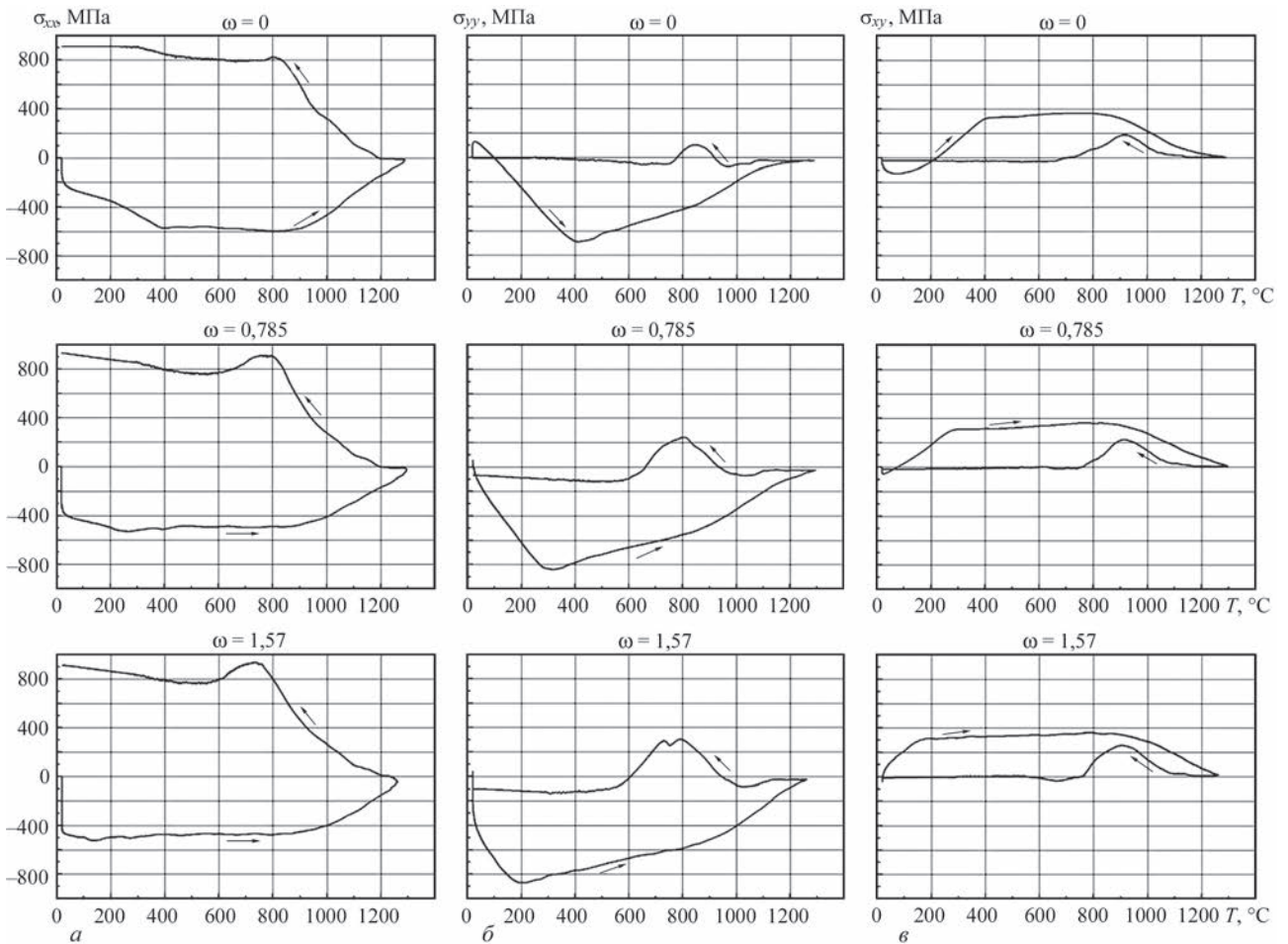


Рис. 5. Кинетика изменения напряжений: а — σ_{xx} , б — σ_{yy} , в — σ_{xy} от температуры в точке 2 ($\Delta y = 0,5$ мм) с учетом анизотропии по λ для различных ω

пических изменений можно использовать зависимость (4).

Приведенные в табл. 2 данные демонстрируют влияние угла ω при $\alpha_{011} = 1,5\alpha_{001}$ и $\alpha_{001} = \alpha_{cp}$ по табл. 1. Видно, что анизотропия по α аналогично анизотропии по λ приводит качественно к аналогичному влиянию на темпы деформаций $\Delta \epsilon_{xx}^p$ в ТИХ-II.

Таким образом, анизотропия по λ и α в монокристалле в зависимости от угла ω создает определенную ортотропию в математическом опи-

сании температурного поля и температурных деформаций с периодичностью по углам ω и ρ в $\pi/2$. Несколько иное влияние может быть связано с анизотропией механических характеристик (модуля упругости E и предела текучести σ_p).

Таблица 3. Значения модуля Юнга и характеристик кратковременной прочности сплава ЖС-32 [6]

T, K	$\langle hkl \rangle$	E, GPa	$\sigma_{0,2}, MPa$	σ_B, MPa
293	$\langle 001 \rangle$	112	1005	1315
	$\langle 011 \rangle$	174	820	-
	$\langle 111 \rangle$	272	1330	1650
1073	$\langle 001 \rangle$	97	1045	1310
	$\langle 011 \rangle$	161	815	-
	$\langle 111 \rangle$	247	1145	1295
1173	$\langle 001 \rangle$	82	865	1035
	$\langle 011 \rangle$	144	795	-
	$\langle 111 \rangle$	222	990	1025
1273	$\langle 001 \rangle$	76	620	755
	$\langle 011 \rangle$	121	535	-
	$\langle 111 \rangle$	214	650	735

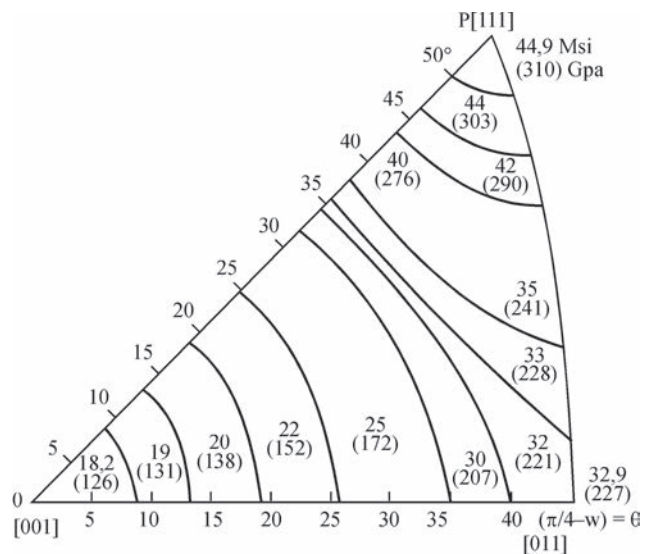


Рис. 6. Зависимость модуля упругости E от углов ω и ρ в монокристалле никелевого сплава PWA 1480 по данным [5] при $T = 20^\circ C$

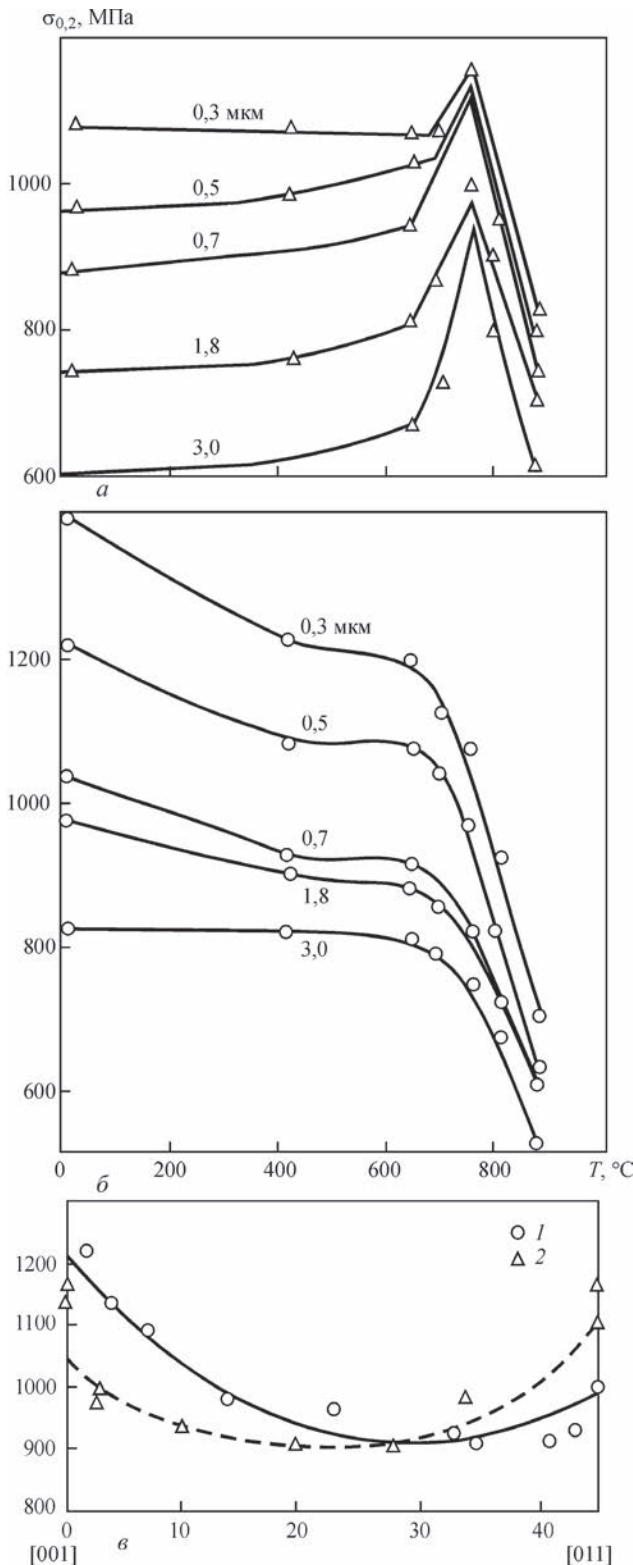


Рис. 7. Предел текучести сплава PWA 1480 в сечениях [001] (а) и [111] (б) при различных размерах γ' -фазы в зависимости от температуры (а, б) и предел текучести при растяжении и сжатии для 593 °С в зависимости от угла $\Theta = (\pi/4) - \omega$ при $\rho = 0$ (в) [1 — растягивающая нагрузка; 2 — сжимающая]

В табл. 3 и на рис. 6 приведены экспериментальные данные относительно величины модуля упругости $E(T)$ монокристаллов никелевых сплавов по различным источникам, из которых видно,

что по этой характеристике имеет место достаточно заметная анизотропия с периодом $\pi/4$ по ω и по ρ .

Результаты использования этих данных в рассматриваемой расчетной модели при $\rho = 0$ и различных ω приведены в табл. 2, из которых следует, что по сравнению с состоянием $\omega = \pi/4$ (изотропное состояние) уменьшение ω приводит к росту E и соответственно к росту темпа пластических деформаций в зоне ТИХ-II.

Экспериментальные данные из работы [6] относительно анизотропии предела текучести $\sigma_{0,2} = \sigma_T(T)$ на рис. 7 для монокристалла сплава PWA1480 показывают, что анизотропия достаточно значительная в различных плоскостях деформирования. Однако ее учет на основе условия текучести Мизеса не представляется возможным, поскольку в этом условии пластическое течение происходит в элементарном объеме без уточнения плоскости течения. Для учета плоскости пластического течения более приемлемым является условие текучести Треска, для которого поверхность текучести можно представить через функционал f [3, 7]:

$$f = \tau_{\max}^2 - \frac{\sigma_T^2(\Theta, \rho)}{3}, \quad (6)$$

где $\Theta = \pi/4 - \omega$.

Максимальные касательные напряжения τ_{\max} определяются в виде [8]

$$\tau_{\max} = \max \left\{ \begin{array}{l} \frac{1}{2} \sqrt{(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + 4\sigma_{xy}^2} \\ \frac{\sigma_{xx} + \sigma_{yy}}{4} + \frac{1}{4} \sqrt{(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + 4\sigma_{xy}^2} \end{array} \right. \quad (7)$$

и действуют в плоскости скольжения, положение которой определяется условием:

$$\text{если } \sigma = \frac{\sigma_{xx} + \sigma_{yy}}{2} > 0,$$

то плоскость скольжения расположена под углом $\pi/4$ к оси z и под углом φ к оси x , где φ определяется условием

$$\text{tg} 2\varphi = \frac{2\sigma_{xy}}{\sigma_{xx} - \sigma_{yy}}. \quad (8)$$

Если $\sigma < 0$, то плоскость скольжения параллельна оси z и под углом $\varphi = \pm\pi/4$ к оси x .

Соответствующие расчеты при исходных данных по рис. 7 и условиям (6)–(8) были выполнены в рамках данной работы.

Приведенные в табл. 2 данные демонстрируют степень указанного влияния анизотропии σ_T на темпы пластических деформаций $\Delta \epsilon_{xx}^p$ в зоне ТИХ-II.

Таким образом, рассмотрено влияние анизотропии каждого из перечисленных параметров λ , α , E и σ_T на кинетику пластических деформаций в зоне ТИХ-II. Рассматривался также вариант учета одновременного влияния анизотропии всех этих параметров (табл. 2).

Видно, что в этом случае не исключается наличие влияния отдельных параметров, что обуславливает заметное повышение темпа пластических деформаций в ТИХ-II.

Заключение

При сварочном нагреве изделий (пластин) из жаропрочных никелевых сплавов типа ЖС-32, имеющих монокристаллическую структуру, одной из существенных технологических проблем является предупреждение образования горячих трещин в температурном интервале хрупкости.

Имеющийся опыт сварки аналогичных деталей из поликристаллического сплава подобного типа [9] и др. показывает, что основной причиной возникновения указанных дефектов при сварке плавлением таких сплавов является наличие ТИХ-II в зоне относительно невысоких температур и связанные со сварочным нагревом термомодеформационные циклы, создающие в ТИХ-II достаточно высокие темпы развития пластических деформаций. Известно, что монокристаллы жаропрочных сплавов могут характеризоваться рядом более высоких свойств по сравнению с аналогичными сплавами поликристаллического строения.

Выполненное в данной работе исследование показывает, что анизотропия свойств монокристалла способствует росту темпа пластических

деформаций в температурном интервале ТИХ-II по сравнению с изотропным сплавом такого типа (имеющим поликристаллическое строение).

В температурном интервале ТИХ-II темпы роста продольных пластических деформаций в монокристалле могут примерно в 2,0...2,5 раза превышать таковые в поликристаллическом варианте сплава, что следует, несомненно, учитывать при разработке соответствующих конструкций и технологии их изготовления.

1. Ашкенази Е. К. Анизотропия конструкционных материалов / Е. К. Ашкенази, Э. В. Ганов / Справочник. – Л.: Машиностроение, 1972. – 216 с.
2. Establishment of Computation Welding Mechanics / J. Ueda, H. Murakawa, K. Nakacho [et al.] // Trans. of JWRI. – 1995. – Vol 24, № 2. – P. 73–86.
3. Махненко В. И. Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций / В. И. Махненко. – К.: Наукова думка, 1976. – 320 с.
4. Makhnenko V. I. Numerical Methods of the Predictions of Welding Stresses and Distortions / V. I. Makhnenko, E. A. Velikoivanenko, V. E. Pochinok // Welding and Surfacing Reviews. – 1999. – Vol. 13, Pt 1. – 147 p.
5. Goldschmidt D. Einkristalline Gasturbinenschaukeln aus Nickelbasis-Legierungen / D. Goldschmidt // Material-wissenschaft und Werkstofftechnik. – 1994. – Vol. 25. – P. 373–382.
6. Голубовский Е. Р. Статическая и циклическая прочность монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов / Е. Р. Голубовский, И. Л. Светлов // Динаміка, міцність і ресурс машин та конструкцій: тези допов. міжнар. наук.-техн. конф. (1–4 лист. 2005 р.) / Від. ред. В. Т. Трошенко: в 2 т. – К.: Ін-т проблем міцності ім. Г. С. Писаренка НАН України. – Т. 1. – С. 96–97.
7. Работнов Ю. Н. Сопrotивление материалов / Ю. Н. Работнов. – М.: Физматгиз, 1963. – 456 с.
8. Биргер И. А. Сопrotивление материалов / И. А. Биргер, Р. Р. Мавлютов. – Учебное пособие. – М.: Наука, Гл. ред. физ.-мат. лит., 1986. – 560 с.
9. Влияние физических характеристик литых никелевых сплавов на развитие термомодеформационных процессов при сварке плавлением / В. И. Махненко, В. С. Савченко, К. А. Ющенко [и др.] // Автоматическая сварка. – 1993. – № 11. – С. 6–9.

Поступила в редакцию 23.05.2016

Сварочные технологии восстановления оборудования горно-обогатительных комбинатов

Опыт, накопленный в ИЭС им. Е.О.Патона при выполнении ремонта сваркой, комплексный подход при выборе технических решений позволяет в короткий срок с высоким качеством в условиях ГОК восстанавливать и продлевать ресурс уникального технологического оборудования

»» Конус дробилки типа ККД 900 (масса 28,6 тонн, сталь 35Л)



Удаление поврежденного металла в месте расположения трещины



Восстановленный участок после сварки