



УДК 621.791:669.24

## УЛУЧШЕНИЕ СВАРИВАЕМОСТИ СПЛАВА НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ ЧС-104 ПУТЕМ ОПТИМИЗАЦИИ РЕЖИМА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

А. Б. МАЛЫЙ, инж. (ГП НПКГ «Зоря-Машпроект», г. Николаев)

Рассмотрена свариваемость жаропрочного сплава на никелевой основе с дисперсионным упрочнением. Показано, что трещиностойкость сплава можно повысить путем оптимизации режима термической обработки до сварки и снижения скорости охлаждения после сварки.

*Ключевые слова:* термоупрочняемые никелевые сплавы,  $\gamma'$ -фаза, дуговая сварка, горячие трещины, термическая обработка, перестаривание, длительная прочность

Литые никелевые сплавы с дисперсионным упрочнением в результате выделения  $\gamma'$ -фазы принадлежат к несвариваемым или ограниченно свариваемым конструкционным материалам. Причиной тому является повышенная склонность сварных соединений к образованию трещин как при сварке, так и при последующей термической обработке. Отмеченное выше относится к способам сварки плавлением, для которых характерен концентрированный нагрев, создающий значительные градиенты температур в зоне термического влияния (ЗТВ). Использование равномерного нагрева для получения сварных либо паяных соединений, как правило, препятствует образованию трещин, однако такие способы соединения характеризуются значительной трудоемкостью и имеют ограниченные возможности.

Известно, что ухудшение свариваемости и стойкости сварных соединений никелевых сплавов к образованию трещин при послесварочной термической обработке находятся в прямой зависимости от содержания  $\gamma'$ -фазы. Это в полной мере относится и к литейному сплаву ЧС-104, используемому на предприятии для изготовления сопловых лопаток всех ступеней турбинной части газотурбинных установок, работающих вплоть до температуры 950 °С. Химический состав этого сплава следующий, мас. %: 0,07...0,14 С; 20,0...21,8 Cr; 10,3...12,0 Со; 0,3...0,9 Мо; 3...4 W; 2,1...2,9 Al; 3,1...3,9 Ti; 0,15...0,35 Nb;  $\leq 0,3$  Mn;  $\leq 0,3$  Si;  $\leq 0,008$  S; 0,008 P; 0,015 В;  $\leq 0,5$  Fe; Ni — основа. Из приведенного химического состава сплава видно, что в нем содержится достаточная для ухудшения свариваемости массовая доля титана и алюминия. Согласно теоретической оценке стойкости сварных соединений к образованию трещин при послесварочной термической

обработке, сплав находится в наиболее неблагоприятной области (рис. 1), и для предотвращения образования трещин необходимо многоступенчатое перестаривание перед сваркой [1].

Сплав хорошо поддается пайке высокотемпературными припоями, однако необходимость соединения лопаток в «пакеты» и восстановления их сложных геометрических размеров при браке литья требует использования сварки плавлением, а именно, электронно-лучевой для соединения в «пакеты» и аргонодуговой (АДС) для восстановления размеров лопаток. Таким образом, исправление дефектов литья пайкой в вакуумных печах осуществляется на тех частях лопатки (на пере), где качественно исправить дефект сваркой не представляется возможным. Там, где возможно исправление сваркой (на бандажных полках), при-

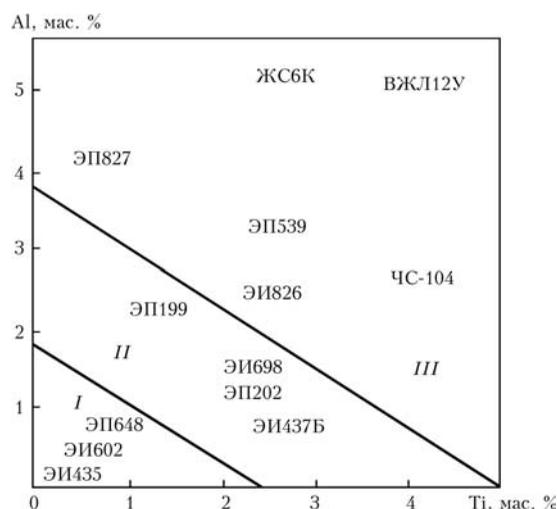


Рис. 1. Влияние содержания титана и алюминия на склонность никелевых сплавов к образованию трещин при термической обработке сварных соединений: I — гомогенные и слабостареющие сплавы (содержание  $\gamma'$ -фазы 3...5 об. %), не склонные к образованию трещин при сварке и термообработке; II — дисперсионно-твердеющие сплавы (содержание  $\gamma'$ -фазы не более 18...20 об. %) с умеренной склонностью к образованию трещин; III — дисперсионно-твердеющие сплавы (содержание  $\gamma'$ -фазы более 20...25 об. %) с высокой склонностью к образованию трещин

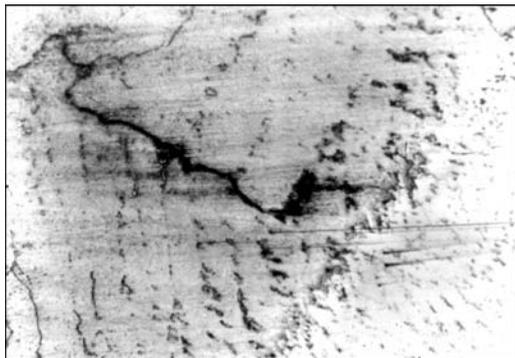


Рис. 2. Микроструктура (X100) участка ЗТВ соединения сплава ЧС-104

меняется АДС с использованием присадочной проволоки ЭП533. Следует отметить, что выбор проволоки этого типа наиболее оптимален с точки зрения прочностных характеристик и коррозионной стойкости сварных соединений [2–5].

Рекомендуемая разработчиком (ЦНИИ КМ «Прометей») для данного сплава термообработка состоит из следующих операций: гомогенизации 1170 °С, 4,5 ч, охлаждения на воздухе; старения при 1050 °С, 4,5 ч, охлаждения на воздухе; то же при 850 °С, 16–17 ч, охлаждения на воздухе.

Считается, что именно такая последовательность операций и, что очень важно, с быстрым охлаждением (на воздухе) позволяет достичь наилучших прочностных свойств материала. Кроме того, согласно классической теории для предотвращения образования трещин такие сплавы необходимо сваривать в закаленном на твердый раствор состоянии (после гомогенизации с быстрым охлаждением) [5, 6]. Однако при выполнении АДС с использованием присадочных проволок ЭП533, ЭИ602, ЭП648 после каждого из этапов термообработки замечено образование трещины длиной 0,2...3,5 мм в ЗТВ сплава ЧС-104 (рис. 2). Контроль осуществляли методом люминесцентной дефектоскопии и путем металлографического исследования. Уменьшение тепловложения в деталь положительного эффекта не давало — трещины не исчезали. Они обнаруживались непосредственно после сварки без последующей термообработки. Следует отметить, что при сварке в полностью состаренном состоянии количество обнаруженных трещин в 3,5 раза меньше, чем при сварке сплава после гомогенизации (23 трещины на десяти исправленных местах по сравнению с 81 трещиной при том же количестве исправлений).

Из полученных результатов следует, что если трещины возникают в ЗТВ (в металле шва трещины не образуются), то основной металл к сварке следует подготавливать путем предварительного перестаривания [7–9].

Разработчик приводит также второй режим термообработки, который состоит из гомогенизации 1170 °С, 4,5 ч, охлаждения в печи до 900...950 °С, выдержки 2 ч, затем охлаждения на

воздухе; старения 850 °С, 17 ч, охлаждения на воздухе.

При такой термической обработке свариваемость материала должна улучшаться, однако в зависимости от температуры испытаний кратковременная и длительная прочность снижаются соответственно на 6...9 % (в 1,3...2,3 раза). Ряд лопаток и «пакетов» подвергаются согласно технологии, принятой операции алюмосилицирования, которая подразумевает выполнение диффузионного отжига при 1030...1050 °С. Таким образом эффект старения устраняется, и после сварки эту операцию необходимо повторить. При быстром охлаждении (от 1170 до 950 °С) в течение 15...20 мин улучшение свариваемости после полной термообработки по второму варианту не происходит. Установлено, что на свариваемость сплава в наибольшей степени влияет скорость охлаждения после температуры гомогенизации. Для предотвращения образования трещин после сварки скорость охлаждения должна составлять 2...31 °С/мин в диапазоне температур 1170...950 °С. Последующая скорость охлаждения на свариваемость влияния не оказывает. Термообработка по штатной технологии (старение при 1050 °С, 4 ч, охлаждение на воздух и старение при 850 °С, 16...17 ч, охлаждение на воздухе) к появлению трещин не приводит.

Как известно, при перестаривании происходит коагуляция  $\gamma'$ -фазы, что отрицательно сказывается на жаропрочных свойствах материала [7, 9]. Это проверено практическим путем на образцах из основного материала (несварных) (таблица).

Полученные результаты свидетельствуют о небольшом снижении длительной прочности при сохранении кратковременной прочности и более высокой кратковременной пластичности при втором варианте термической обработки. Однако исходя из опыта эксплуатации данный факт не является критичным и повторную гомогенизацию после сварки с быстрым охлаждением для восстановления прочностных характеристик основного металла выполнять нецелесообразно. Проведение повторной гомогенизации сварных соединений опасно также тем, что велика вероятность образования трещин. При этом трещины располагаются поперек сварного шва и их длина может достигать 12 мм. Снизить интенсивность трещинообразования возможно путем максимального увеличения скорости нагрева в диапазоне температур старения.

На рис. 3 и 4 представлена морфология  $\gamma'$ -фазы, полученная на растровом электронном микроскопе «Самбах». На рис. 3, а показаны выделения  $\gamma'$ -фазы, образовавшиеся при полной термообработке по режиму 1, при этом ее размер и распределение одинаковы в осевом и межосевом прос-



**Влияние режима термообработки на механические свойства и длительную прочность сплава ЧС-104 при  $T = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$**

Режим термообработки	Испытания				
	кратковременные				длительные ( $\sigma = 205\text{ МПа}$ )
	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	
<b>Режим 1</b> Гомогенизация (1170 °С, 4,5 ч, охлаждение на воздухе) Старение 1050 °С (4,5 ч, охлаждение на воздухе) Старение (850 °С, 17 ч, охлаждение на воздухе)	505	450	20	27	104
<b>Режим 2</b> Гомогенизация (1170°С, 4,5 ч, остывание в печи в течение 2 ч до 950 °С, охлаждение на воздухе) Старение (1050 °С, 4,5 ч, охлаждение на воздухе) Старение (850 °С, 17 ч, охлаждение на воздухе)	500	430	25	42	100
<b>Режим 3</b> Гомогенизация (1170 °С, 4,5 ч, остывание в печи в течение 2 ч до 950 °С, охлаждение на воздухе) Гомогенизация (1170 °С, 4,5 ч, охлаждение на воздухе) Старение (1050 °С, 4,5 ч, охлаждение на воздухе) Старение (850 °С, 17 ч, охлаждение на воздухе)	500	400	21	32	150

Примечания. 1. Требования заводской технической документации к механическим свойствам при кратковременных испытаниях:  $\sigma_b \geq 46\text{ МПа}$ ,  $\delta \geq 7\%$ ,  $\psi \geq 14\%$  (образцы по ГОСТ 9456); время до разрушения при длительных испытаниях  $t \geq 50\text{ ч}$  (образцы по ГОСТ 10145). 2. Даны средние значения шести измерений.

транстах; на рис. 3, б, в —  $\gamma'$ -фаза при полной термообработке по режиму 2 соответственно в осевом и межосевом пространствах; на рис. 3, г —  $\gamma'$ -фаза при полной термообработке по режиму 3, при этом ее размер и распределение в осевом и межосевом пространствах одинаковы. На рис. 4, а, б показана морфология  $\gamma'$ -фазы непосредственно после гомогенизации с замедленным остыванием в печи от 1170 до 950 °С в течение 2 ч в осевом и межосевом пространствах.

Как видно из приведенных рисунков, при термообработке по режимам 2 и 3  $\gamma'$ -фаза имеет примерно одинаковые размер (в основном 0,15...0,20 мкм) и распределение в осевом пространстве. Однако при режиме 2  $\gamma'$ -фаза в межосевом пространстве значительно крупнее (0,3 мкм) и распределена реже. Возможно, именно морфология  $\gamma'$ -фазы в межосевом пространстве оказывает наибольшее влияние на улучшение свариваемости при перестаривании. При термообра-

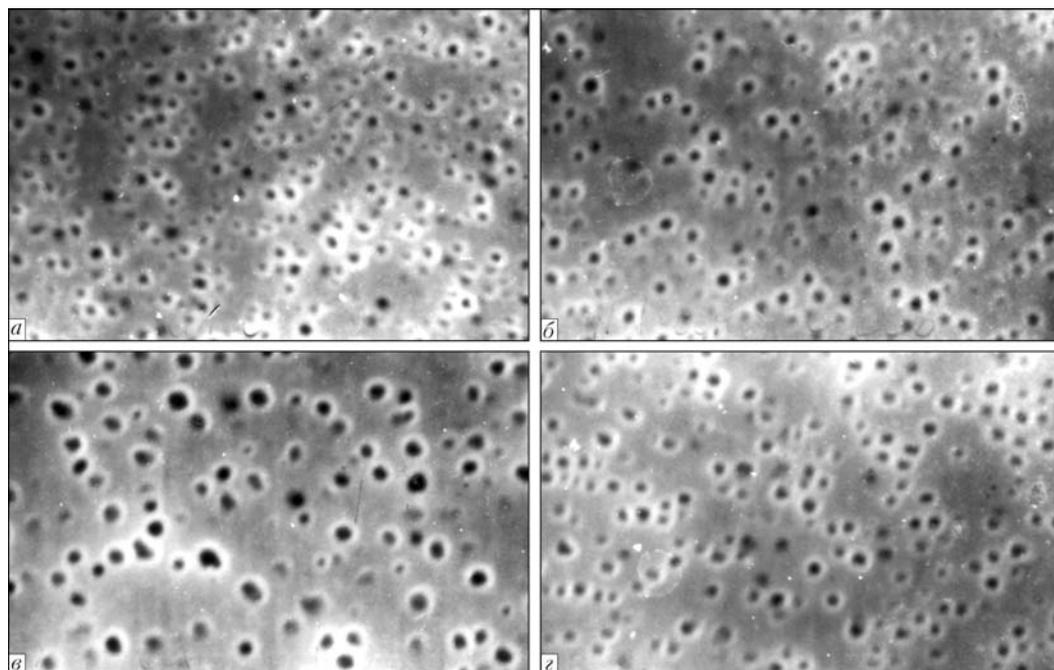


Рис. 3. Микроструктура ( $\times 10000$ ) сплава ЧС-104 с выделением  $\gamma'$ -фазы, полученная после термообработки по режиму 1 (а), 2 (б, в — соответственно в осевом и межосевом пространствах) и 3 (г)

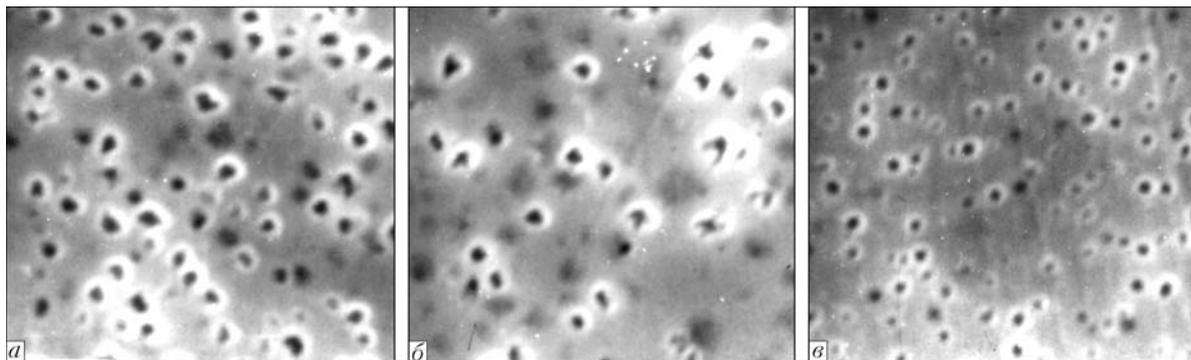


Рис. 4. Микроструктура ( $\times 10000$ ) сплава ЧС-104 с выделением  $\gamma'$ -фазы, полученная после гомогенизации с замедленным остыванием в печи ( $1170\dots 950\text{ }^\circ\text{C}$ ) в течение 2 ч в осевом (а) и межосевом (б) пространствах, а также металла ЗТВ при всех режимах термообработки (в)

ботке по режиму 1  $\gamma'$ -фаза более мелкая ( $0,05\dots 0,10\text{ мкм}$ ) и распределена более равномерно. Непосредственно после гомогенизации с замедленным остыванием  $\gamma'$ -фаза наиболее скоагулирована, ее размер составляет  $0,25\dots 0,30\text{ мкм}$ , что приводит к снижению релаксационной стойкости и повышению пластичности материала. Наблюдается также более редкое распределение  $\gamma'$ -фазы (по сравнению с осевым пространством) и неправильность ее формы. После гомогенизации с остыванием на воздухе  $\gamma'$ -фаза полностью растворяется в матрице и при увеличении  $\times 10000$  не выявляется. В ЗТВ сплава ЧС-104 непосредственно возле линии сплавления размер и распределение  $\gamma'$ -фазы одинаковы при всех режимах термообработки (рис. 4, в).

Следует отметить, что чистота плавки приобретает важное значение в решении проблемы трещиностойкости. Так, при послесварочной термообработке по режиму 2 в одном исправленном месте все же обнаружили трещины длиной  $0,1\dots 0,3\text{ мм}$  в количестве  $2\dots 3$  шт. при вторичном переплаве с использованием лома до 80 %. В случае применения чистой шихты трещин не наблюдается, однако на практике это условие редко выполнимо. В процессе эксплуатации зародившиеся микротрещины получают развитие и по истечении  $20\dots 33\text{ тыс. ч}$  в участках лопаток, где был выполнен ремонт с помощью АДС, наблюдается появление значительного количества трещин. Несмотря на отсутствие случаев отрыва исправленных мест в процессе работы газотурбинных установок, а также повреждений проточной части, вероятность этого должна быть исключена.

The paper deals with weldability of a high-temperature nickel-base alloy with dispersion strengthening. It is shown that the alloy cracking resistance can be increased by optimization of the heat treatment mode before welding and lowering the cooling rate after welding.

## Выводы

1. Для сплава ЧС-104 достигнуто существенное повышение стойкости к образованию трещин при сварке и послесварочной термообработке за счет снижения скорости остывания до  $2\dots 3\text{ }^\circ\text{C}/\text{мин}$  в диапазоне температур  $1170\dots 950\text{ }^\circ\text{C}$  при гомогенизации до сварки.

2. Для гарантированного отсутствия трещин при сварке и послесварочной термообработке, а также с целью обеспечения максимально высокого уровня жаропрочности основного металла и равнопрочности металла сварного соединения необходимо разработать присадочный материал с принципиально иной системой легирования, а также процесс получения сварных соединений с его использованием.

1. Сорокин Л. И., Туупкин В. И. Классификация жаропрочных никелевых сплавов по их стойкости против образования трещин при термической обработке сварных соединений // Автомат. сварка. — 1985. — № 5. — С. 23–25.
2. Квасницкий В. Ф. Сварка и пайка жаропрочных сплавов в судостроении // Там же. — 1985. — № 10. — С. 26–30.
3. Сорокин Л. И., Багдасаров Ю. С., Туупкин В. И. Сравнительная оценка присадочных проволок для аргонодуговой сварки жаропрочных сплавов // Свароч. пр-во. — 1993. — № 10. — С. 31–33.
4. Сорокин Л. И. Присадочные материалы для сварки жаропрочных никелевых сплавов // Там же. — 2003. — № 4. — С. 35–40.
5. Сорокин Л. И. Свариваемость жаропрочных никелевых сплавов в состаренном состоянии // Автомат. сварка. — 1983. — № 7. — С. 12–16.
6. Медовар Б. И. Сварка жаропрочных аустенитных сталей и сплавов. — М.: Машиностроение, 1966. — 430 с.
7. Землин В. Н. Жаропрочность сварных соединений. — Л.: Машиностроение, 1972. — 272 с.
8. Ющенко К. А., Савченко В. С., Звягинцева А. В. Влияние термообработки и степени легирования на структурные изменения никелевых сплавов // Автомат. сварка. — 2004. — № 7. — С. 14–16.
9. Малый А. Б., Бутенко Ю. В., Хорунов В. Ф. Проблемы свариваемости высоколегированных сплавов на никелевой основе // Там же. — 2005. — № 5. — С. 1–5.