

PACS: 81.40.-z, 81.40.Jj, 81.40. Vw

Б.М. Эфрос<sup>1</sup>, В.П. Лесников<sup>2</sup>, Ю.Т. Антонишин<sup>3</sup>,  
Н.Б. Эфрос<sup>1</sup>, В.С. Тютенко<sup>1</sup>

## БАРОТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

<sup>1</sup>Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина

<sup>2</sup>УГТУ–УПИ, Екатеринбург, Россия

<sup>3</sup>Физико-технический институт, Минск, Белоруссия

Статья поступила в редакцию 17 февраля 2020 года

*Изучено влияние баротермомеханической обработки (БТМО) на структуру и свойства жаропрочного никелевого сплава типа ЖС6КП. Определены условия пластической деформации без разрушения в температурном интервале с верхним пределом, не превышающим 1150 °С, в то время как нижний предел ограничен резким повышением прочностных свойств двухфазного ( $\gamma + \gamma'$ )-состояния.*

**Ключевые слова:** баротермомеханическая обработка, структура, прочностные свойства

### Введение

Жаропрочным никелевым сплавам принадлежит ведущая роль в турбостроении, авиационном двигателестроении, химическом машиностроении и других новых отраслях техники благодаря тому, что в них сочетаются высокая жаропрочность, стойкость против окисления и химической коррозии.

Применение жаропрочных сплавов на никелевой основе, содержащих до 40–60% упрочняющей  $\gamma'$ -фазы и имеющих небольшую температурную область однофазного  $\gamma$ -состояния, вызывает необходимость деформации в ( $\gamma + \gamma'$ )-области. Такая деформация позволяет одновременно с получением необходимой геометрии формировать оптимальную структуру полуфабрикатов [1,2]. В настоящее время одним из путей получения нужного комплекса свойств высоколегированных жаропрочных сплавов на никелевой основе является термомеханическая обработка [2].

В данной работе проведено исследование влияния термогидроэкструзии (ТГЭ) в цикле БТМО на структуру и прочностные свойства жаропрочных никелевых сплавов на примере сплава ЖС6КП.

### 1. Материал и методы исследования

Заготовки сплава ЖС6КП подвергали ТГЭ при температурах  $T_{ТГЭ} = 900–1300^\circ\text{C}$  со степенями обжатия  $\varepsilon_{ТГЭ}$  до 50% [3]. Деформирующее усилие

пресса на заготовку передавалось через квазивязкую среду (графит) при указанных температурах, в результате пластическое формоизменение происходило в условиях всестороннего сжатия.

Термическую обработку экструдатов на (псевдо)твердый раствор осуществляли по следующему режиму: закалка от температур 900–1100°C после выдержки в течение 60 min в 10%-м растворе NaOH в воде.

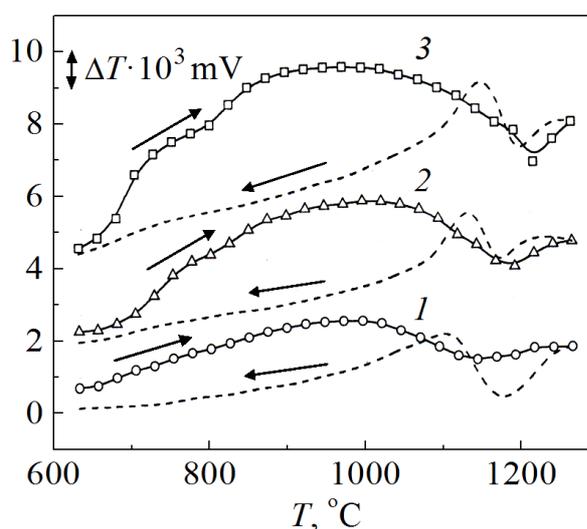
Структурные изменения изучали металлографическим методом с помощью оптической микроскопии на поперечных шлифах образцов после механической полировки и химического травления в водно-спиртовом растворе хлористых солей Fe и Sn в соляной кислоте.

Прочностные свойства экструдатов оценивали по результатам измерения микротвердости на приборе ПМТ-3.

## 2. Результаты исследования и их обсуждение

При температурах 1100–1150°C сплав ЖС6КП находится в двухфазном ( $\gamma + \gamma'$ )-состоянии (рис. 1), в его структуре обнаруживаются крупные частицы. После нагрева в процессе охлаждения в структуре сплава образуются и мелкие частицы  $\gamma'$ -фазы.

После ТГЭ при  $T_{ТГЭ} = 1100\text{--}1150^\circ\text{C}$  в зернах  $\gamma$ -фазы имеются частицы  $\gamma'$ -фазы, бимодально распределенные в структуре: мелкодисперсные частицы, выделившиеся при охлаждении после ТГЭ, и более крупные частицы, не растворившиеся в процессе пластического формоизменения под давлением (рис. 1).



**Рис. 1.** Влияние ТГЭ на кривые дифференциально-термического анализа при нагреве и охлаждении экструдатов сплава ЖС6КП: 1 –  $\varepsilon_{ТГЭ} = 0$  (исходное состояние); 2 –  $\varepsilon_{ТГЭ} = 25\%$ ,  $T_{ТГЭ} = 1100^\circ\text{C}$ ; 3 –  $\varepsilon_{ТГЭ} = 25\%$ ,  $T_{ТГЭ} = 1200^\circ\text{C}$

С увеличением степени деформации  $\varepsilon_{ТГЭ}$  до 50% структура экструдатов практически не изменяется. Карбидная фаза расположена в виде полиго-

нальных включений как по границам, так и внутри зерен  $\gamma$ -твердого раствора. При более глубоком травлении шлифов в структуре пресс-изделий выявляются следы деформации и границы исходных зерен  $\gamma$ -фазы. Это свидетельствует об отсутствии процессов динамической рекристаллизации при горячей деформации под давлением при  $\varepsilon_{ТГЭ} < 50\%$  в интервале  $T_{ТГЭ} \approx 1100\text{--}1150^\circ\text{C}$ . Механизмом пластической деформации сплава ЖС6КП при ТГЭ со степенями  $\varepsilon_{ТГЭ} < 50\%$  в данном интервале температур является сложное внутризеренное скольжение, а термически активируемым процессом восстановления структуры служит динамический возврат.

При охлаждении от температур нагрева из твердого раствора выделяются дисперсные частицы  $\gamma'$ -фазы. Механизм ТГЭ в этом случае смешанный: наряду с внутризеренным скольжением в некоторых участках структуры наблюдается межзеренная (приграничная) деформация, сопровождаемая нарушением связей между зернами  $\gamma$ -твердого раствора, и выделяются дисперсные частицы. Развитие межзеренной деформации приводит к образованию трещин и в некоторых случаях – к разрушению пресс-изделий сплава ЖС6КП в отсутствие динамической рекристаллизации. Термически активируемым процессом восстановления структуры является также динамический возврат (за редким исключением протекания начальной стадии динамической рекристаллизации по границам зерен или трещин). С повышением степени обжатия при ТГЭ ( $\varepsilon_{ТГЭ} \geq 40\%$ ) в некоторых участках структуры пресс-изделий получают развитие процессы динамической полигонизации.

Структурные изменения в образцах сплава ЖС6КП в процессе БТМО обуславливают соответствующий уровень прочностных свойств (рис. 2).

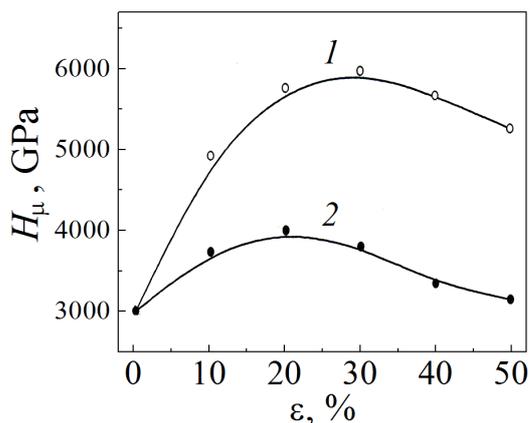


Рис. 2. Влияние ТГЭ на прочностные свойства (микротвердость  $H_{\mu}$ ) экструдатов сплава ЖС6КП при  $T_{ТГЭ} = 1100^\circ\text{C}$  (кривая 1) и  $1200^\circ\text{C}$  (кривая 2)

С увеличением температуры и степени ТГЭ значение микротвердости  $H_{\mu}$  экструдатов уменьшается, что связано с характером и степенью протекания процессов восстановления структуры, а также с развитием структурных и фазовых превращений в ходе деформации и последующего охлаждения до комнатной температуры. Например, изменение  $T_{ТГЭ}$  от 1100 до  $1200^\circ\text{C}$  ( $\varepsilon_{ТГЭ} \approx 25\%$ ) приводит к уменьшению микротвердости экструдатов от 6140 до 3920 МПа, а повышение степени обжатия от 25 до 50% ( $T_{ТГЭ} = 1150^\circ\text{C}$ ) со-

проводится снижением микротвердости от 5930 до 5540 МПа (значение  $H_{\mu}$  в исходном состоянии составляет 3060 МПа).

При выдержке экструдатов сплава ЖС6КП при комнатной температуре стабильность его структуры в зависимости от параметров ТГЭ изменяется. Если для  $T_{ТГЭ} = 1100\text{--}1150^{\circ}\text{C}$  и  $\varepsilon_{ТГЭ} = 0\text{--}50\%$  в экструдатах сплава при выдержке до  $\tau_{20^{\circ}\text{C}} = 10000$  h структурных изменений не обнаружено, то повышение  $T_{ТГЭ}$  до  $1200^{\circ}\text{C}$  приводит к нестабильности структуры при выдержке. С увеличением времени выдержки при комнатной температуре в структуре экструдатов ( $\varepsilon_{ТГЭ} \approx 20\text{--}30\%$ ) развивается статическая рекристаллизация (в основном в центральной части поперечного сечения экструдата), в то время как периферия поперечного сечения остается нерекристаллизованной (при этом в переходной зоне наблюдаются рекристаллизованные «прослойки», расположенные в направлении следов деформации). При выдержке экструдатов с большими степенями обжатия  $\varepsilon_{ТГЭ} \approx 40\text{--}50\%$  ( $T_{ТГЭ} = 1200^{\circ}\text{C}$ ) получает дальнейшее развитие процесс динамической полигонизации, что приводит к измельчению зерен  $\gamma$ -твердого раствора.

Последующая термическая обработка на (псевдо)твердый раствор экструдатов жаропрочного сплава ЖС6КП в интервале  $900\text{--}1100^{\circ}\text{C}$  ( $\tau = 60$  min) в зависимости от параметров ТГЭ приводит к следующим структурным и фазовым превращениям. Нагрев до  $900\text{--}1000^{\circ}\text{C}$  сопровождается исчезновением в структуре экструдатов линий скольжения и коалесценцией частиц  $\gamma'$ -фазы в участках, характеризующихся повышенной плотностью следов деформации. При этом в структуре экструдатов, полученных при  $T_{ТГЭ} = 1100\text{--}1150^{\circ}\text{C}$ , в процессе нагрева до  $900\text{--}1000^{\circ}\text{C}$   $\gamma'$ -фаза распределена равномерно по объему образца, а в экструдатах, полученных при  $T_{ТГЭ} = 1200^{\circ}\text{C}$ , коалесценция частиц  $\gamma'$ -фазы обнаружена только в нерекристаллизованных участках структуры. Повышение температуры последующей термической обработки в экструдатах до  $1100^{\circ}\text{C}$  приводит к растворению  $\gamma'$ -фазы в деформированных (но нерекристаллизованных при последеформационной выдержке) участках и рекристаллизации  $\gamma$ -фазы в структуре экструдатов после ТГЭ при  $T_{ТГЭ} = 1000\text{--}1150^{\circ}\text{C}$ .

В экструдатах, полученных при  $T_{ТГЭ} = 1200^{\circ}\text{C}$ , последующий нагрев до  $T \approx 1100^{\circ}\text{C}$  приводит к развитию процессов собирательной рекристаллизации в уже рекристаллизованных участках структуры в процессе деформации или последеформационной выдержки при наличии частиц  $\gamma'$ -фазы. При этом движение границы рекристаллизованного зерна  $\gamma$ -фазы сопровождается растворением частиц  $\gamma'$ -фазы и последующим выделением ее уже внутри зерна  $\gamma$ -твердого раствора.

Таким образом, основными факторами, которые необходимо учитывать при получении необходимой структуры, а следовательно, и оптимального комплекса статических и динамических свойств, являются кинетика рекристаллизации и значения температур растворения фаз, которые контролируют

рост зерна твердого раствора. Хотя основное изменение структуры и свойств жаропрочного никелевого сплава происходит при термической обработке на твердый раствор и последующем окончательном старении, возможность получения необходимого комплекса свойств в значительной степени определяется структурой деформированного сплава до термической обработки.

Путем выбора температуры и степени ТГЭ в цикле БТМО можно до термической обработки изготавливать экструдаты с необходимой величиной зерна твердого раствора, с нерекристаллизованной или рекристаллизованной структурой. Регулированием параметров обработки можно получить комбинированную (дулексную) зеренную структуру вследствие развития рекристаллизации на границах зерен, обладающих повышенной энергией, в то время как в нерекристаллизованных зернах формируется дислокационная субструктура, которая закрепляется частицами  $\gamma'$ -фазы. Примером мелкозернистой рекристаллизованной структуры, полученной при определенных режимах БТМО, является структура, обуславливающая сверхпластические свойства при последующей окончательной деформационной обработке [3].

Таким образом, в работе изучено влияние параметров БТМО на структуру и свойства жаропрочного никелевого сплава ЖС6КП. Показано, что он может быть деформирован методом ТГЭ в температурном интервале с верхним пределом, не превышающим  $1150^{\circ}\text{C}$ , в то время как нижний предел ограничен резким ростом прочностных свойств двухфазного ( $\gamma + \gamma'$ )-состояния. Повышение  $T_{\text{ТГЭ}}$  до  $1200^{\circ}\text{C}$  может приводить к разрушению экструдатов в результате межзеренной пластической деформации в отсутствие динамической рекристаллизации.

При последующей термической обработке на (псевдо)твердый раствор в зависимости от последеформационной выдержки в сплаве может реализоваться широкий спектр структур:

- 1) структура теплой деформации;
- 2) комбинированная (дулексная);
- 3) мелкозернистая (рекристаллизованная).

Наследственное влияние ТГЭ в цикле БТМО проявляется, в частности, в усилении нестабильности структуры сплава, что может проявляться, например, в снижении температуры растворимости  $\gamma'$ -фазы. Окончательным старением после термической обработки можно восстановить первоначальную стабильность  $\gamma'$ -фазы при измельченном в результате рекристаллизации зерне  $\gamma$ -твердого раствора в данном структурном состоянии сплава.

1. Б.Г. Графов, Я.М. Охрименко, О.М. Смирнов, Л.В. Сурмач, В.И. Кравчук, М.М. Кучинов, Известия вузов. Черная металлургия № 11, 78 (1974).
2. Р.М. Бродская, Б.Г. Графов, Л.В. Сурмач, Т.Н. Маркова, МиТОМ № 10, 39 (1975).
3. Т.М. Маслакова, В.П. Лесников, Б.М. Эфрос, в сб.: Физика и техника высоких давлений, Наукова думка, Киев (1986), вып. 23, с. 42–49.

*B.M. Efros, V.P. Lesnikov, Yu.T. Antonishin, N.B. Efros, V.S. Tyutenko*

## BARIC, THERMAL AND MECHANICAL TREATMENT OF HEAT-RESISTANT ALLOYS

The effect of baric, thermal and mechanical processing (BTMP) on the structure and the properties of a heat-resistant nickel alloy is studied. The conditions of plastic deformation without a fracture within the temperature range below 1150°C are established. The bottom limit is restricted by a sharp increase in the strength properties of the double-phase state ( $\gamma + \gamma'$ ).

**Keywords:** baric, thermal and mechanical processing, structure, strength properties

**Fig. 1.** Effect of thermohydroextrusion (THE) on the curves of differential thermal analysis at heating and cooling of extrudates: 1 –  $\varepsilon_{\text{TГЭ}} = 0$  (initial state); 2 –  $\varepsilon_{\text{TГЭ}} = 25\%$ ,  $T_{\text{TГЭ}} = 1100^\circ\text{C}$ ; 3 –  $\varepsilon_{\text{TГЭ}} = 25\%$ ,  $T_{\text{TГЭ}} = 1200^\circ\text{C}$

**Fig. 2.** Effect of THE on the strength properties (microhardness  $H_\mu$ ) of the extrudates at  $T_{\text{TГЭ}} = 1100^\circ\text{C}$  (curve 1) and  $1200^\circ\text{C}$  (curve 2)