



The influence of the high-temperature thermal cycling (HTTC) regimes on structure and high-temperature plasticity of the cast alloy D16 is investigated. There is shown the principle possibility of single-piece HTTC of cast alloy under conditions of high-speed (electrocontact and induction) heating instead of homogenization. The optimal HTTC conditions are established.

*Р. Л. ТОФПЕНЕЦ, Белорусский национальный технический университет,
А. Г. АНИСОВИЧ, Физико-технический институт НАН Беларуси,
Л. А. ВАСИЛЬЕВА, Белорусский государственный университет*

УДК 669.716:621.785

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ ЛИТОГО СПЛАВА Д16

Существующий способ гомогенизации слитков труднодеформируемых сплавов в многотонных садках связан со значительными различиями в температурно-временных параметрах обработки каждого слитка и значительной термической инертностью садки, что не позволяет повысить эффективность гомогенизации.

Имеется несколько путей повышения технологической пластичности слитков:

- деформация в интервале температур солидус–ликвидус;
- поштучная термическая обработка;
- термоциклическая обработка (ТЦО).

Эффективным методом повышения технологической пластичности является обработка слитков, сочетающая преимущества поштучного нагрева с термоциклированием. Для повышения технологичности и производительности обработки целесообразно использование скоростных методов нагрева.

В данной работе проведено исследование возможности использования ВТЦО в условиях скоростного нагрева для повышения однородности структуры слитков сплава Д16 и, как следствие, стабилизации их технологической пластичности. Для исследования эффективности циклических тепловых воздействий на пластичность литого сплава при повышенных температурах были выбраны варианты ТЦО с использованием печного, индукционного и электроконтактного нагрева, обеспечивающие соответственно скорость нагрева 0,7, 22 и 35°C/с. ТЦО проводили в интервалах, соответствующих высокотемпературной термоциклической обработке [1] с охлаждением в воде и на воздухе; количество циклов n варьировалось в пределах 4–19.

ТЦО с использованием электронагрева осуществляли на установке УКН-3 конструкции ФТИ НАН Беларуси [2], обеспечивающей нагрев образцов пропусканием тока частотой 50 Гц со скоростями 5–300°C/с. Охлаждение водой проводили при помощи спреера.

Учитывая корреляцию величин пластичности алюминиевых сплавов, определенных при растяжении и кручении [3], в данном случае является корректным оценивать технологическую пластичность по результатам испытаний на растяжение.

Для оценки пластичности сплава при повышенных температурах проведены испытания на растяжение по ГОСТ 9651-84 на прессе К21-30. При расчете скорости деформации использовали соотношения для прессования круглых прутков [4]. Деформирование одноосным растяжением осуществляли со скоростью 10^{-2} с^{-1} , что соответствует диапазону скоростей прессования [5] и наиболее корректно моделирует пластическое течение металла при прессовании. Так как область наибольшей пластичности сплава Д16 находится в интервале температур 400–480°C (при 490°C наблюдается резкое снижение пластичности) [3], испытания проводили при 450°C.

Результаты испытаний на растяжение приведены в табл. 1. Сравнение величин относительного удлинения образцов, вырезанных из различных зон слитка и обработанных при одинаковых режимах ВТЦО, показало, что обработка способствует выравниванию пластичности во всем объеме слитка. Поэтому в таблице представлены результаты для средней зоны слитка.

Сопоставление табличных данных показывает, что поштучная ВТЦО заготовок с использованием электроконтактного нагрева способствует повышению пластичности в ~1,5 раза (500↔20°C, 5 и 10 циклов; 500↔300°C, 5 циклов).

Использование индукционного нагрева (485↔20°C) дает повышение относительного удлинения в 1,2 раза. Для режима 490↔20°C 5 циклов с охлаждением от последнего цикла на воздухе относительное удлинение не превосходит значений пластичности для гомогенизированного сплава.

Наибольший прирост относительного удлинения достигается при использовании печного

Таблица 1. Относительное удлинение образцов сплава Д16

Способ нагрева	Режим ВТЦО, °С	Кол-во циклов	Условия охлаждения	Пластичность δ , %
Без ТО				31
Печной	Гомогенизация при 485°С, 14 ч		Воздух	61
	500↔300	10	То же	101
		16	»	78
	500↔440	10	»	65
		19	»	98
	500↔460	10	»	83
		19	»	70
	500↔20	5	»	70
5		Вода	86	
Электро- контактный	500↔400	10	Воздух	51
	485↔20	4	Вода, последнее охлаждение на воздухе	30
		5	То же	33
		7	»	33
	10	»	46	
		»	46	
	500↔20	5	Вода	87
		10	То же	91
500↔30	5	»	93	
	»	»	93	
Индукционный	485↔20	5	Вода, последнее охлаждение на воздухе	75
		10	То же	74
		15	»	72
	490↔20	5	Воздух	62
		10	То же	44
		»	»	44

нагрева 500↔300°С 10 циклов (1,7 раза) и 500↔440°С 10 циклов (1,6 раза). При этом экономия времени составила по сравнению со стандартной гомогенизацией 10 ч.

Трансформация микро- и субструктуры объясняет наблюдаемые изменения пластичности сплава. Структурными составляющими литого сплава Д16 являются зерна α_{Al} -твердого раствора и участки неравновесной двойной и тройной эвтектики. Эвтектические включения располагаются по границам зерен в виде грубых включений. По телу зерна заметен распад пересыщенного твердого раствора с выделением грубодисперсных вторичных фаз (рис. 1, а). После гомогенизации при 485°С 12 ч участки эвтектики сохраняются (рис. 1, б).

При анализе эволюции структуры сплава после термоциклирования следует подразделить ее на две структурные подсистемы, отличающиеся масштабными уровнями. Первая из них представлена зернами, сформированными до ТЦО, вторая — внутризеренной структурой. Обобщение данных по результатам микро- и рентгеноструктурного анализов различных сплавов [6] показало, что изменения в первой подсистеме представлены соответственно укрупнением или измельчением зерна за счет процессов первичной рекристаллизации или микрорекристаллизации. Микрорекристаллизация может инициироваться напряжениями, возникающими при циклической закалке или старении в процессе когерентного распада пересыщенного твердого раствора. Скорость нагрева при

этом задает импульс подаваемой энергии, определяя превалирование деформационного или теплового эффекта, а также изменение времени развития релаксационных процессов. При этом вклад теплового эффекта следует рассматривать с учетом времени теплового воздействия. С повышением времени нагрева время теплового воздействия уменьшается, усиливается деформационный эффект термоциклирования. Эволюция субструктуры во второй подсистеме подобна эволюции структуры при нагреве деформированного металла и включает в себя формирование и разворот фрагментов [6].

Эффект ТЦО литого сплава проявляется в изменении количества эвтектической составляющей и диспергировании интерметаллидов. Структура сплава после ВТЦО более однородна, зерна преимущественно равноосны. Сопоставление микроструктуры образцов, обработанных по одинаковым режимам ВТЦО с использованием разных способов нагрева, показывает, что эффект измельчения зерна выше в случае электроконтактного нагрева. Наибольшее изменение размера зерна наблюдается после ВТЦО 500↔20°С 5 циклов (электроконтактный нагрев): от 60–70 мкм в исходном состоянии до 40–50 мкм после обработки. Заметно интенсивное дробление эвтектической сетки по границам зерен (рис. 1, в).

Результаты электронно-микроскопического анализа представлены на рис. 2–4. В структуре сплава, гомогенизированного по стандартной технологии,

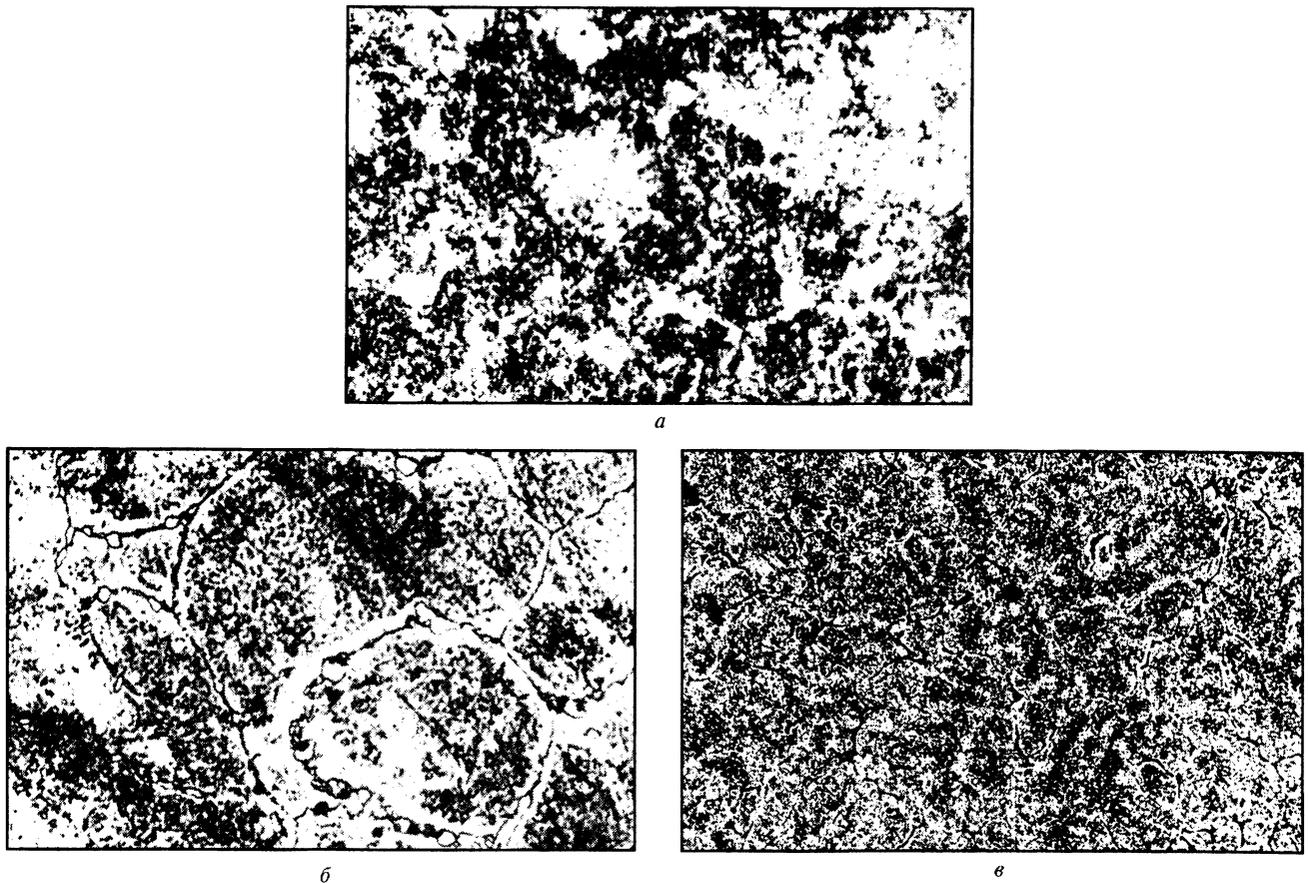


Рис. 1. Микроструктура сплава Д16 после литья (а), стандартной гомогенизации при 485°С 12 ч (б), ВТЦО 500↔20°С 5 циклов с использованием электроконтактного нагрева (в). а – х250; б – х500; в – х200

присутствуют неравновесные грубые включения интерметаллидов CuAl_2 (θ -фаза), Al_2CuMg (S -фаза) эвтектического происхождения, не растворившиеся при гомогенизации. Выделения располагаются преимущественно по границам зерен или субзерен матричной составляющей сплава. Условия охлаждения обеспечивают распад пересыщенного твердого раствора с выделением грубодисперсных промежуточных θ' - и S' - фаз. В приграничных областях наблюдаются участки матричного твердого раствора, свободные от выделений промежуточных фаз. Это может быть связано как с торможением распада вследствие стока вакансий к границам зерен, так и со снижением концентрации легирующих элементов вследствие возможного выделения фаз на подложке в виде первичных интерметаллидов, располагающихся на границе. Дислокационная структура матрицы не всегда выявляется, что, очевидно, связано с грубой зеренной и субзеренной структурой, фрагменты которой свободны от дислокаций; это возможно также в силу соответствующих условий дифракционного контраста при формировании изображения в электронном микроскопе.

После всех режимов ВТЦО дисперсность θ' - и S' - фаз значительно выше, чем в гомогенизированном сплаве (см. рис. 2). Такая структура обеспечивает

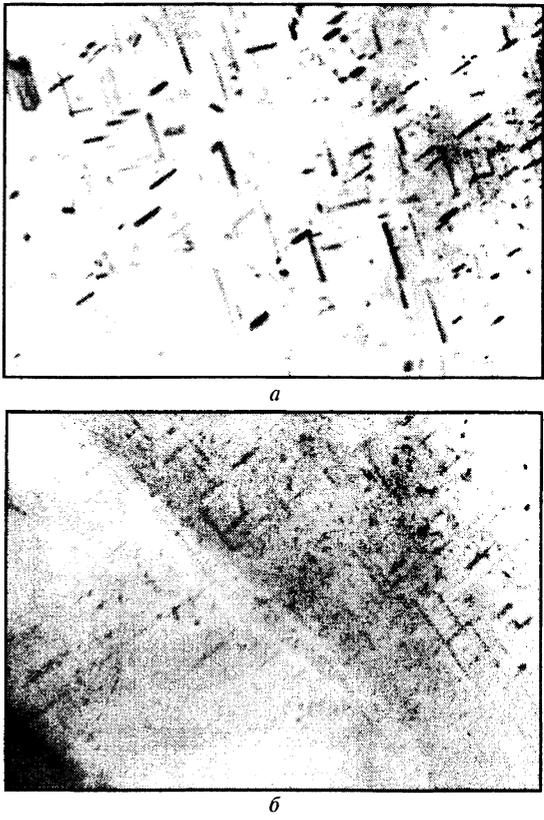


Рис. 2. Упрочняющие фазы в сплаве Д16 после стандартной гомогенизации (а), ВТЦО с использованием индукционного нагрева 485↔20°С 5 циклов (б). х 13 000

при дальнейшем старении высокий комплекс механических свойств (табл. 2).

При контактном нагреве $500 \leftrightarrow 20^\circ\text{C}$ с охлаждением в воде в некоторых участках матрицы наблюдаются дислокационные скопления с высокой плотностью дислокаций.

При ВТЦО $500 \leftrightarrow 20^\circ\text{C}$ 5 циклов с использованием печного нагрева наблюдается начало формирования дислокационных стенок (рис. 3).

При испытаниях на растяжение в сплаве происходит процесс динамической рекристаллизации.

В сплаве, прошедшем испытания на растяжение после гомогенизации, формируются клубки и объемные скопления дислокаций (рис. 4, а); субструктура сплава несовершенна, заметны грубые выделения фаз. Величина полигональных блоков в сплаве, прошедшем ВТЦО, меньше, чем в гомогенизированном; границы блоков более совершенны, тело их свободно от дислокаций. Внутри некоторых из них начинается формирование ячеистой структуры (рис. 4, б).

Наличие полигональной структуры и ее совершенство определяют величину относительного удлинения при повышенных температурах. Форми-

рование структуры при термоциклировании происходит с участием ротационных мод пластической деформации, что приводит к формированию специфической "фрагментированной" структуры [6]. Она характеризуется высокой разориентацией фрагментов субструктуры. Такая структура имеет повышенный запас пластичности, что и проявляется при испытаниях на растяжение при повышенных температурах.



а



б



Рис.3. Дислокационная структура сплава Д16 после ВТЦО $500 \leftrightarrow 20^\circ\text{C}$ 5 циклов (печной нагрев). $\times 20\ 000$

Рис.4. Полигональная структура сплава Д16 после испытаний на разрыв при 450°C (рабочая часть образца): а – стандартная гомогенизация; б – ВТЦО $485 \leftrightarrow 20^\circ\text{C}$ 10 циклов, индукционный нагрев. $\times 20\ 000$

Таблица 2. Механические свойства литого сплава Д16 после ТЦО и старения

Интервал ВТЦО, $^\circ\text{C}$	Кол-во циклов	Способ нагрева	Обработка после ВТЦО	Механические свойства		
				$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Закалка при 500°C , 12 ч		Печной	Старение при 150°C , 10 ч	397	300	6,6
$500 \leftrightarrow 440$	10	То же	То же	475	308	12,0
	19	»	»	458	303	14,2
$500 \leftrightarrow 460$	10	»	»	445	309	7,0
	19	»	»	402	297	4,0
$500 \leftrightarrow 300$	10	»	»	365	293	6,6
	15	»	»	385	300	3,6
$500 \leftrightarrow 20$	5	Электро-контактный	-	274	-	4,4
	5	То же	Старение	315	-	5,6
$500 \leftrightarrow 300$	5	»	-	278	-	4,6
	5	»	Старение	304	-	5,4

Таким образом, имеется принципиальная возможность поштучной высокотемпературной термоциклической обработки слитков сплава Д16 с применением электроконтактного и индукционного циклических нагревов вместо гомогенизации для повышения высокотемпературной пластичности. Оптимальными вариантами ВТЦО для поштучной скоростной обработки является ВТЦО по режимам: $500 \leftrightarrow 20^\circ\text{C}$ 5 и 10 циклов, $500 \leftrightarrow 300^\circ\text{C}$ 5 циклов с применением электроконтактного нагрева; $485 \leftrightarrow 20^\circ\text{C}$ 5 циклов с применением индукционного нагрева.

Литература

1. Тофпенек Р. Л., Шиманский И. И., Анисович А. Г., Грешилов А. Д. Физические основы термоцик-

лической обработки стареющих сплавов. Мн.: Навука і тэхніка, 1992.

2. Кашулин С. М., Дымовский А. С. Установка электроконтактного нагрева // Вопросы обработки металлов и сплавов. Мн.: Наука и техника, 1975.

3. Прозоров Л. В. Прессование стали и тугоплавких сплавов. М.: Машиностроение, 1969.

4. Вайнблат Ю. М., Горохов В. Н. и др. Основы получения штамповок из алюминиевых сплавов с полигонизованной структурой // Металловедение и технология легких сплавов. М.: Наука, 1976.

5. Отчет о НИР "Исследование прочностных и пластических характеристик сплавов Д16 и АМг6". ВИНТИ. №02840087066.

6. Анисович А. Г., Тофпенек Р. Л. Специфика структурообразования в алюминиевых сплавах при термоциклировании // Изв. РАН. Металлы. 2000. №2. С. 73–78.



НОВЫЕ ПАТЕНТЫ ПО ЛИТЬЮ И МЕТАЛЛУРГИИ В ПАТЕНТНОМ ФОНДЕ РЕСПУБЛИКАНСКОЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЙ БИБЛИОТЕКИ

Пат. 4337 РБ, МПК7 С22С 37/06. Износостойкий чугун.

Изобретение относится к области металлургии, а именно к литейным материалам для деталей, работающих в условиях интенсивного изнашивания. Изобретение может быть использовано при производстве износостойких деталей насосного, размольного, очистного, обогатительного и других видов оборудования. Задача изобретения – повышение литейных свойств сплава, прежде всего трещиностойкости. Поставленная задача решается путем введения в состав сплава новых элементов – щелочноземельных, редкоземельных и алюминия.

Пат. 4286 РБ, МПК7 С21С 5/22. Способ выплавки кордовой стали.

Изобретение относится к черной металлургии, конкретно – к способам выплавки стали в дуговых электропечах. Шихтовка металлическим ломом, передельным чугуном и частично металлизированными окатышами обеспечивает заданное содержание углерода в расплаве, кипение расплава и поддержание пенистого шлака в течение всего окислительного периода плавки и, как следствие, снижение расхода электроэнергии и продолжительности плавки. Экспериментальные плавки проводили на РУП "Белорусский металлургический завод" в 100-тонных дуговых электропечах.

Пат. 2172781 РФ, МПК7 С21С 1/08. Металлическая шихта для выплавки чугуна в вагранке.

Изобретение относится к черной металлургии. Техническая задача изобретения – снижение себестоимости выплавленного в вагранке чугуна за счет новой шихтовки, а также снижения расхода топлива за счет применения в шихте материала с повышенным содержанием углерода.

Пат. 2166548 РФ, МПК7 С21С 1/02. Десульфуряющая смесь на основе карбида кальция.

Изобретение предназначено для инъекции с помощью сопла в жидкий чугун, полученный в доменной печи, перед его поступлением в конвертор.

Пат. 2162109 РФ, МПК7 С21С 1/00. Способ модифицирования чугуна.

Изобретение относится к металлургии чугуна и может быть использовано для повышения механических характеристик деталей, изготавливаемых литьем. Задача изобретения – улучшение механических характеристик чугуна.

Ознакомиться с описанием изобретений и заказать отдельные страницы копий, а также осуществить тематический поиск в Internet можно по адресу:

г. Минск, проспект Машерова, 7, Республиканская научно-техническая библиотека,
читальный зал патентной документации (502 к.),

тел. 226-65-05