

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА ПОД ШТАМПОВКУ НА СКЛОННОСТЬ К РАСТРЕСКИВАНИЮ ЗАГОТОВОК ИЗ ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4

© 2018

*А.В. Святкин*, кандидат технических наук, доцент  
Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия)

**Ключевые слова:** латунь ЛМцАЖН; растрескивание заготовок; температура штамповки; рост зерна; пластическая деформация; сравнительный металлографический анализ; динамическая рекристаллизация; метастабильные выделения; пластичность.

**Аннотация:** Поскольку причина задержанного разрушения двухфазных латуней до конца не определена, промышленные поставки полуфабрикатов обладают нестабильными технологическими свойствами. В результате экспериментальных работ получены противоречивые данные касательно корневой причины растрескивания и влияния роста зерна при нагреве на склонность к образованию трещин, между тем современные требования к технологическим процессам требует максимальной минимизации потерь при переработке проката.

Статья посвящена подбору температурных интервалов горячей пластической деформации для исключения и уточнения связи размеров зерна  $\beta$ -фазы с растрескиванием, выполненных на основе промышленного эксперимента с последующим сравнительным металлографическим анализом партий различной технологичности. Был проведен сравнительный промышленный эксперимент между партиями различной технологичности, уточнены реальная температура горячей деформации, проведена подконтрольная штамповка с различной температуры нагрева. При последующем металлографическом анализе подтверждено предположение, что увеличение температуры штамповки может увеличивать уровень отклонений в одном случае и снижать в другом. Исследовано влияние исходной микроструктуры сплава ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4, температуры нагрева под штамповку на уровень и вид дефектности заготовок блокирующих колец синхронизатора изготовленных из различных партий труб. Установлено, что условия производства труб являются для растрескивания более значимым фактором, чем температура нагрева в заданном интервале. При нагреве до 780 °С на отдельных партиях формируется крупное зерно, что может быть обусловлено исходной текстурой зерна  $\beta'$ -фазы, однако не является корневой причиной разрушения. При нагреве до 700 °С не происходит растворение силицидов высокой дисперсности, что, возможно, обуславливает зарождение скрытых трещин при штамповке. Оптимальной температурой нагрева является 750 °С.

### ВВЕДЕНИЕ

Проблема растрескивания латунных полуфабрикатов в машиностроении привлекает уже не одно поколение исследователей и, к сожалению, до сих пор не имеет однозначного решения [1]. Вопрос о причинах растрескивания до сих пор является дискуссионным. За последние годы наибольший интерес вызывает проблема разрушения двухфазных латуней, упрочненных силицидами ( $Mn, Fe)_3Si_3$  [2–4]. В работе [2] устанавливалась связь разрушения с чистотой шихты и химическим составом.

Значительный вклад в исследование проблемы внесли уральские металловеды. В работах [3–5] показано, что к растрескиванию труб ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4 (далее – ЛМцАЖН) склонны партии с содержанием  $\alpha$ -фазы в количестве не более 5 %, а также с высоким уровнем остаточных напряжений, значимую долю которых составляют напряжения второго рода. Из этого можно заключить, что корневой причиной растрескивания труб являлось неравновесное состояние материала труб, зафиксированное при охлаждении после горячего прессования в сочетании с напряжениями, наведенными при косоалковкой правке. Корректирующие мероприятия, включающие в себя в том числе приведение материала труб в более стабилизированное состояние [5] посредством отжига, проведенные по результатам этих работ, позволили полностью исключить растрескивание трубной заготовки как у производителя труб, так и у потребителя.

В последние годы были подробно исследованы структура и свойства двухфазных комплексно легированных латуней, установлены условия разрушаемости

силицидов, связь разрушений с величиной зерна  $\beta$ -фазы [4; 6; 7]. В работе [8] предположено, что разрушение заготовок при штамповке обусловлено высокой температурой нагрева под штамповку, что приводит к росту зерна  $\beta$ -фазы и, как следствие, ослаблению межзеренной связи. Было показано, что снижение температуры нагрева с 780 до 700 °С позволяет исключить вероятность неконтролируемого роста зерна.

Отдельный интерес представляет вывод, что причиной межзеренного растрескивания после горячей штамповки является полное отсутствие пластичной  $\alpha$ -фазы, способной релаксировать остаточные напряжения. Тем не менее последнее предположение требует перепроверки, так как в промышленных условиях растрескивание заготовок при штамповке носит не постоянный, а «всплесковый» характер. Известно, что часть партий труб проходит без рекламаций по трещинам, часть партий отличается повышенной склонностью к трещинообразованию. Вопрос о влиянии  $\alpha$ -фазы на релаксацию остаточных напряжений пока оставим открытым, однако стоит заметить, что для данного сплава отсутствие стабильной  $\alpha$ -фазы после штамповки является нормой, как правило, стабильная  $\alpha$ -фаза после охлаждения штампованных заготовок не образуется. Между тем ранее было показано, что хрупкое разрушение латунных заготовок зачастую обусловлено исходным качеством полуфабрикатов – прутков или труб [2; 9].

Также опытная штамповка на сниженной температуре нагрева хоть и привела к снижению дефектности, но не исключила его полностью. Таким образом,

температура нагрева под штамповку хоть и влияет на растрескивание, но, по-видимому, не является корневой причиной всплесков разрушений. Таким образом, обоснована необходимость проверить связь склонности к разрушениям заготовок с температурой нагрева под штамповку.

Цель работы – определение влияния температуры нагрева под штамповку на растрескивание заготовок из ЛМцАЖН.

### МЕТОДИКА РАБОТЫ

Для ответа на вопрос о причинах разрушения труб был спланирован комплекс мероприятий, включающий в себя лабораторные и промышленные опытно-экспериментальные работы. Для каждой партии труб фиксировался химический и фазовый состав, твердость, остаточные напряжения согласно действующим нормативным документам на поставку (ТУ 184550-106-033-97). Фактический фазовый состав определялся с помощью системы анализа изображений SIAMS 700. Также было предложено дополнительно оценивать не только фактический фазовый состав, но и теоретический, так как известно [5], что на соотношение  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз значимое влияние оказывают условия производства труб и неоднородность фазового состава по длине и окружности трубы, обусловленная, вероятно, различными начальными условиями деформирования переднего и утяжненного конца прессованной заготовки. Теоретический расчет содержания  $\alpha$ -фазы и цинкового эквивалента проводили на основе коэффициентов Гийе [10] по методике [11–13] с учетом поправок [14].

Оценку действительного зерна проводили по ГОСТ 21073.0 – 21073.1. Каждая деталь после штамповки прозванивалась с целью выявления трещин. По одной детали от партии проверялось на наличие остаточных напряжений первого рода путем радиального распила аналогично работе [15]. Проводился металлографический анализ с выявлением микроструктуры путем травления в  $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ . Химический состав образцов труб определялся по ГОСТ 25086, ГОСТ 1652.1 – ГОСТ 1652.5, ГОСТ 1652.10 – ГОСТ 1652.12.

На первом этапе провели оценку фактической температуры горячей деформации деталей. Особенностью процесса штамповки кольца синхронизатора из ЛМцАЖН является то, что после печного нагрева заготовка транспортируется на пресс свободным перемещением – скатывается по лотку – до манипулятора, далее манипулятором перемещается под пресс. Полное время транспортировки составляет 9 с. За это время температура заготовки неизбежно снизится, что может привести к существенной потере пластичности. Для измерения температуры колец применялся инфракрасный термометр «Кельвин». Диапазон измеряемых температур 200...1300 °С, предел относительной допускаемой погрешности  $\pm 1$  °С. Разрешение по температуре 1 °С. Перед измерением температуры колец фиксировалась температура с термометра печи. В период измерений температура составляла 785...790 °С, что соответствует установленному техпроцессом диапазону 770...790 °С. Доверительный интервал потери температуры от печи до манипулятора составляет  $82 \pm 25$  °С. С помощью тензодатчиков определено изменение температуры заготовок в печи. Установлено понижение температуры на 20 °С

в месте выдачи заготовок из печи по сравнению с предыдущим измерением, что объясняется подстуживанием, так как окно выдачи заготовок не защищено от теплообмена с окружающей средой. Таким образом, при температуре нагрева 770...790 °С кольца перед захватом манипулятором имеют температуру  $\sim 690 \pm 25$  °С. Температура колец перед ударом штампа  $670 \pm 25$  °С. Латунные сплавы с содержанием легирующих элементов, эквивалентных содержанию цинка 42,3...45,5 % (типа ЛМцАЖН), обладают максимальной пластичностью при температуре 620...680 °С [16]. Таким образом, реальная температура начала деформации колец из латуни ЛМцАЖН близка к оптимальному интервалу для данного сплава. Снижение температуры нагрева до 700 °С может негативно сказаться на пластичности сплава, так как в этом случае температура начала деформации, учитывая допуск в  $\pm 10$  °С, может снизиться до  $590 \pm 25$  °С, тогда температура штамповки может совпадать в условиях упорядочивания  $\beta$ -фазы  $\beta \rightarrow \beta'$ , протекающего при 390...580 °С [17], а также с началом выделения  $\alpha$ -фазы, что неизбежно негативно скажется на пластичности сплава [18; 19]. Отсюда более рациональной представляется штамповка с предварительным нагревом до 740...760 °С. Исходя из вышеизложенного, выбраны 3 режима нагрева под штамповку: 700 °С (в соответствии с выводами [8]), 750 °С и 780 °С (серийный режим).

На втором этапе провели подконтрольную штамповку опытно-промышленных партий при различных температурах нагрева (700 °С, 750 °С, 780 °С), причем анализировались партии, как склонные, так и не склонные к растрескиванию. С целью корректного сравнения данных по отклонениям в геометрии заготовок («недоштамповка»), в каждой партии фиксировалась представительная выборка, на которой оценивалось количество заготовок с дефектами, отштампованных в одинаковый период времени от замены инструмента и от начала работы нагревательной печи и штампа. Далее детали подвергались металлографическому анализу, а также проводилось исследование на электронном сканирующем микроскопе.

### РЕЗУЛЬТАТЫ ИСПЫТАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Дополнительно к партиям с признаком «растрескивание при штамповке», детали которых проанализированы в работе [8], отштамповано 5 партий труб ЛМцАЖН с серийной и пониженной температурой нагрева под штамповкой (серийный процесс – 780 °С, 12 мин, опытный процесс – 700 °С – 2 партии, 750 °С – 3 партии, выдержка в печи 12 мин). Все партии подвергались полному приемочному контролю, без отклонений. Химический состав анализируемых партий приведен в таблице 1, для сравнения в таблице приведен химический состав партий с растрескиванием.

В таблице 1 обращает на себя внимание расслоение по химическому составу групп партий с растрескиванием и без растрескивания, прежде всего по содержанию примесей, однако анализ этого факта значительно расширяет рамки настоящей работы и здесь подробно не рассматривается.

При проведении эксперимента со штамповкой с предварительного нагрева до температуры 700 °С (партии № 2, 3) установлен преждевременный выход из

Таблица 1. Химический состав партий труб марки ЛМцАЖН, масс. %

партия	Основные элементы					Примеси, н.б.				α-фаза расчётное %
	Cu	Mn	Al	Fe	Ni	Si	Sn	Pb	Всего	
Требования к химсоставу	58,5–60,5	3,0–4,0	2,0–3,0	0,3–0,7	0,3–0,5	≤0,2	≤0,2	≤0,2	≤0,5	≥5
партии без растрескивания при штамповке										
1	60,30	3,30	2,20	0,48	0,35	0,08	0,05	0,06	0,19	19,3
2	59,70	3,40	2,30	0,45	0,37	0,07	0,05	0,08	0,20	12,1
3	60,20	3,50	2,30	0,45	0,43	0,07	0,05	0,05	0,17	17,6
4	59,50	3,50	2,40	0,59	0,39	0,07	0,04	0,06	0,17	8,9
5	59,90	3,40	2,20	0,51	0,37	0,07	0,05	0,06	0,18	16,0
партии с растрескиванием при штамповке										
1'	60,49	3,09	2,30	0,70	0,49	0,15	0,08	0,20	0,43	22,6
2'	60,50	3,07	2,19	0,67	0,43	0,15	0,16	0,19	0,50	23,6
3'	60,2	3,01	2,27	0,62	0,43	0,12	0,11	0,18	0,41	18,5
4'	59,8	3,60	2,40	0,48	0,48	0,14	0,05	0,02	0,21	13,7
5'	59,4	3,20	2,30	0,35	0,33	0,11	0,08	0,17	0,36	8,9

стройка штампового инструмента, в дальнейшем опытные партии штамповались только с предварительного нагрева до 750 °С (партии № 1, 4, 5).

Результаты по дефекту «недоштамповка», который описывает все отклонения по геометрии (как правило, незаполнение формы), выявленные при 100 %-ном контроле заготовок, приведены на рис. 1.

На операции «прозванивание» трещины в заготовках не выявлены ни в одной партии. Таким образом, были получены результаты, не вполне соответствующие результатам первого промышленного эксперимента [8]. От всех подконтрольных партий были отобраны заготовки для металлографического анализа. Для сравнения с ними были представлены заготовки из партий (№ 1'–5') с растрескиванием штампованных заготовок. Основное

различие между партиями первого и второго экспериментов состояло в том, что первый эксперимент проводился в период повышенной дефектности (растрескивания), второй – на партиях без растрескивания. Полученные результаты показывают, как значительно могут меняться технологические свойства сплава между различными партиями труб, т.е. фактически условиями их производства. При этом в рамках существующих технических требований к сплаву возможно как получение партий, у которых повышение температуры от 700 до 780 °С повышает склонность к хрупкому разрушению [8], так и партий, аналогичное повышение температуры которых повышает пластичность (партии № 1–5) при отсутствии растрескивания. Следует заметить, что это согласуется с данными, приведенными в работах [2; 17],

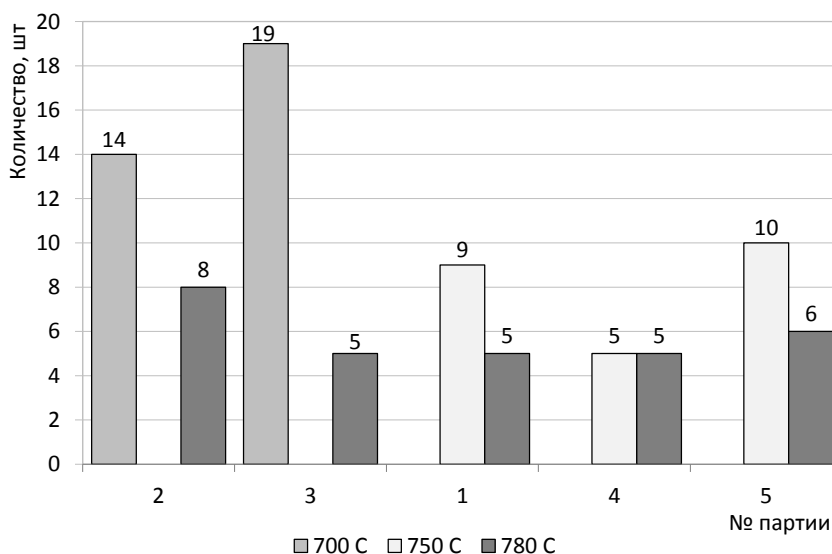
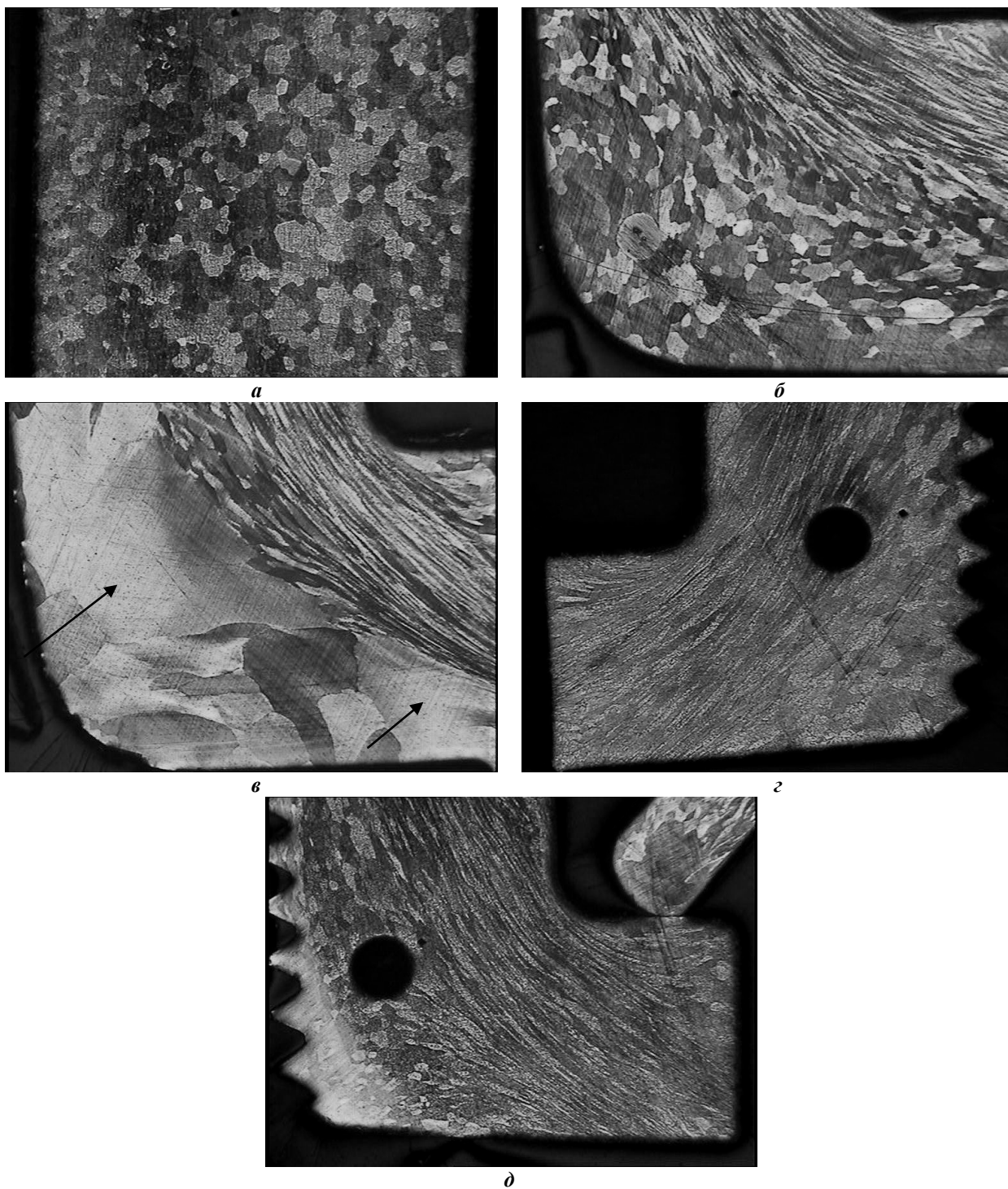


Рис. 1. Уровень брака по дефекту «недоштамповка» на заготовках из представительной выборки при различной температуре штамповки

где показано, что в зависимости от химического состава сплав ЛМцАЖН можно разделить на 2 группы с различными интервалами температурного перехода  $\beta \rightarrow \alpha + \beta$  и  $\beta \rightarrow \beta'$ .

На рис. 2 приведены фотографии макроструктуры заготовок опытных партий. Проиллюстрировано, что структура заготовок после штамповки имеет две зоны – с выраженной пластической деформацией зерна

и с равноосным зерном. При этом в двух случаях при штамповке с нагрева до 780 °С выявлено значительное укрупнение зерна (рис. 2 в), что не привело к растрескиванию ни одной заготовки в партии. Таким образом, протекание вторичной рекристаллизации при нагреве под штамповку, вероятно, не является корневой причиной разрушений. Рис. 2 иллюстрирует, что после штамповки процесс динамической рекристаллизации на



**Рис. 2.** Размер действительного зерна  $\beta$ -фазы и макроструктура партия 4,  $\times 16$   
 а – исходная заготовка; б – штампованная заготовка ( $t$  нагрева 750 °С);  
 в – штампованная заготовка ( $t$  нагрева 780 °С), стрелками указана вторичная рекристаллизация;  
 г – готовая деталь ( $t$  нагрева под штамповку 700 °С); д – готовая деталь ( $t$  нагрева 780 °С)

отдельных участках заготовок протекает не до конца, напротив, в другой части заготовки сохраняется температура, достаточная для протекания вторичной рекристаллизации. При этом с уменьшением температуры нагрева увеличивается доля участка заготовки с нерекристаллизованными зернами (рис. 2 б–д). Установлено, что на отдельных партиях труб в состоянии поставки по внутренней поверхности в структуре выявляются участки с вытянутым зерном, характерным для холодной деформации (рис. 3). Это указывает на то, что окончание прессования на заводе-изготовителе произошло при пониженной температуре, что привело к деформации на локальных участках внутренней поверхности труб. Таким образом, процесс резкого укрупнения зерна при штамповке может быть обусловлен в том числе исходной структурой труб, что приводит к формированию на отдельных участках текстуры зерен  $\beta'$ -фазы (рис. 3). Для подтверждения предположения проводили провоцирующий нагрев до 780 °С фрагментов с наличием текстуры  $\beta'$ -фазы. В результате получали зерно, аналогичное рис. 2 в. Таким образом, помимо температуры нагрева под штамповку, фактором, способствующим протеканию вторичной рекристаллизации, являются условия производства труб на заводе-изготовителе. При этом отмечено, что резкое укрупнение размера зерна отмечается только на заготовках, нагретых до температуры 780 °С.

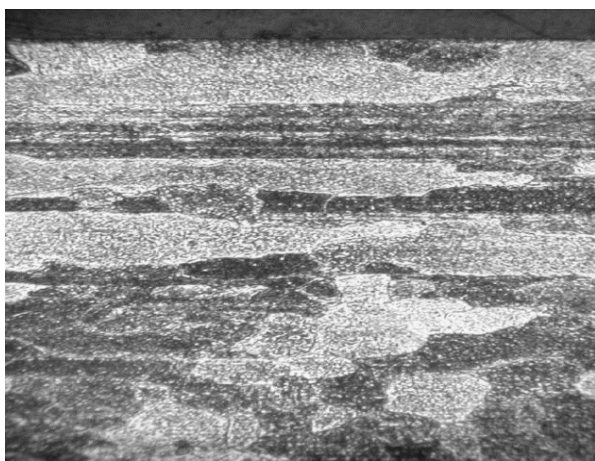
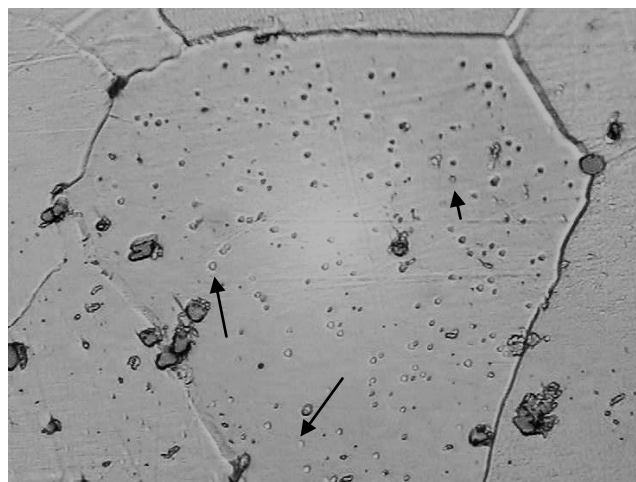


Рис. 3. Текстура зерен  $\beta'$ -фазы, на поверхности трубной заготовки партии 4,  $\times 50$

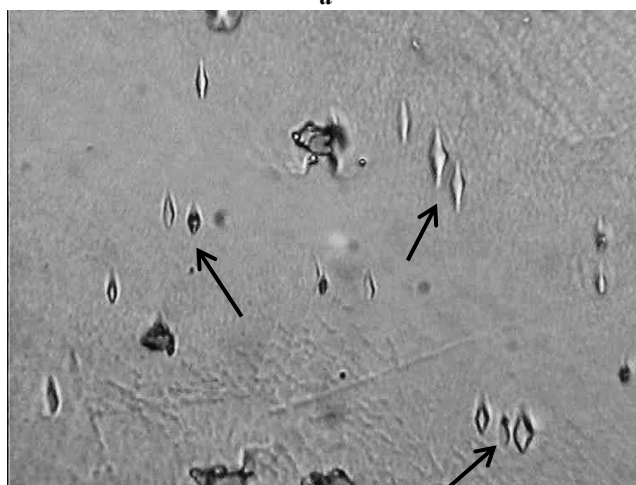
Сравнительный металлографический анализ партий № 1–5 и № 1'–5' (без растрескивания и с растрескиванием) выявил некоторые различия в микроструктуре. Микроструктура основы в партиях № 1–5 состоит из однородных зерен  $\beta$ -фазы. Во всех образцах партий № 1'–5' в зернах  $\beta$ -фазы и вокруг силицидов выявляются признаки начального выделения  $\alpha$ -фазы – метастабильные когерентные выделения правильной формы, границы зерен утолщены (рис. 4). Обобщенные данные по сравнению партий с «растрескиванием» и «без растрескивания» приведены в таблице 2.

При штамповке заготовок с температуры 700 °С когерентные выделения вокруг силицидов практически не выявляются, что обусловлено меньшим перегревом сплава относительно линии фазового равновесия  $\alpha+\beta\rightarrow\beta$ .

Основным выводом, следующим из таблицы 2, является различная технологичность партий сплава при повышении и понижении температуры штамповки: если в партиях с «растрескиванием» уменьшение температуры нагрева снижает уровень брака по трещинам и по «недоштамповкам», то в партиях «без растрескивания» уменьшение температуры нагрева приводит к увеличению «недоштамповок», т. е. фактически снижается пластичность. При этом размер действительного зерна в среднем больше в партиях, не склонных к разрушению.



а



б

Рис. 4. Когерентные выделения (указаны стрелками), партия № 1', увеличение: а –  $\times 500$ ; б –  $\times 1000$

Пожалуй, большую информацию для понимания причин резкого изменения технологичности дает рис. 5. На нем показан приблизительный интервал перехода  $\beta\leftrightarrow\alpha+\beta$  сплава с нанесенными вертикалями, отвечающими за различный уровень цинкового эквивалента [10].

В зависимости от разброса химического состава в пределах 2,1 %  $Zn_{\text{экв}}$  температура начала  $\beta\leftrightarrow\alpha+\beta$  может отличаться на  $\sim 115$  °С [20; 21], что, естественно, негативно сказывается на стабильности технологических свойств.

После проведения металлографического анализа заготовок партии № 1 были изучены под электронным микроскопом. Во вторичных электронах выявлено, что

Таблица 2. Сравнительный анализ «дефектных» и «бездефектных» партий

Партии	Техпроцесс	Температура штамповки, °С	Трещины, %	α-фаза	Отклонения по геометрии*, %	Балл зерна β-фазы
«с трещинами»	базовый	780	21	когерентная по границам зерен и в зерне	13,0	4, ед. 0
	опытный	700	3	единичные когерентные выделения	11,0	4, ед. 2
«без трещин»	базовый	780	0	отсутствует	6,0	0...4
	опытный	750	0		8,0	0...4
	опытный	700	0		16,5	2...4

\* по представительной выборке. Данные по отклонениям геометрических параметров между опытными партиями усреднены

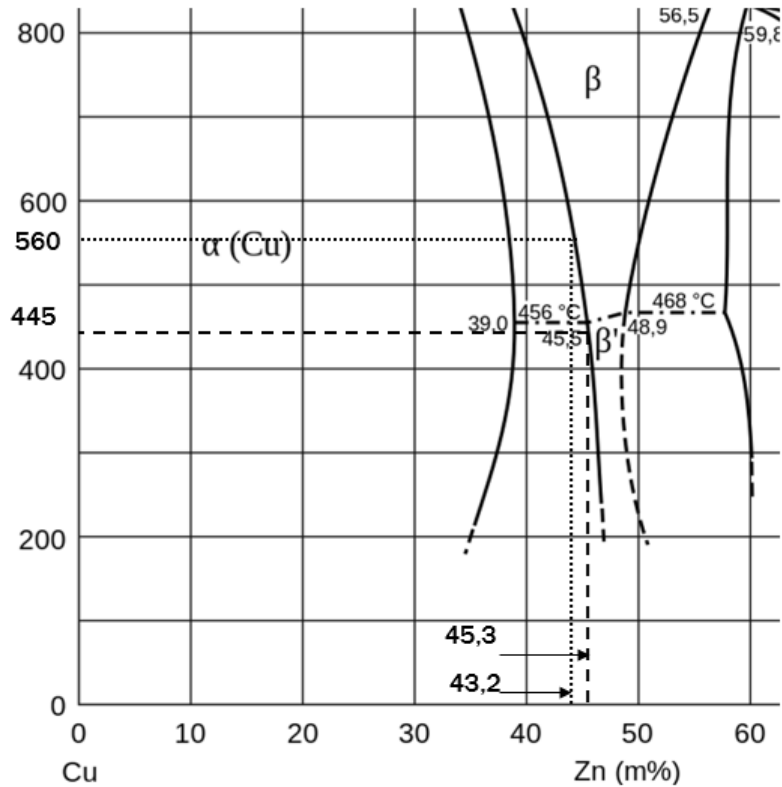


Рис. 5. Фрагмент диаграммы Cu-Zn, иллюстрирующий разность фазового перехода  $\beta \leftrightarrow \alpha + \beta$  в зависимости от химического состава сплава ЛМцАЖН

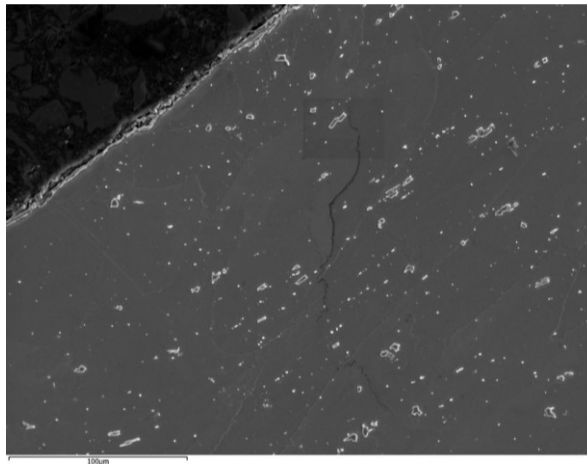


Рис. 6. Трещина в образце (изображение во вторичных электронах)

при нагреве заготовок до 700 °С в структуре выявляется большое количество включений на основе системы Mn-Fe-Si (силициды) высокой дисперсности (рис. 6), в отличие от заготовок с нагревом до 780 °С. Наличие силицидов высокой дисперсности, видимо растворяющихся при дальнейшем повышении температуры, способствует повышению твердости и в то же время приводит к снижению пластичности сплава, а значит, увеличивает риск растрескивания при штамповке. Действительно, в одном образце была обнаружена микротрещина, не выявленная при металлографическом анализе (рис. 6).

Трещина имеет как межкристаллитный, так и транскристаллитный характер, но не выходит на поверхность заготовки. Тем не менее наличие дефекта такого рода подтверждает невозможность применения указанной температуры нагрева под штамповку в рамках существующей технологии.

Таким образом, признано целесообразным снижение температуры штамповки до 750±10 °С. Дальнейшая переработка промышленных партий подтвердила перспективность выбранного режима.

### ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. В рамках существующих технических требований на поставку латуни ЛМцАЖН возможно получение партий с качественно различными технологическими свойствами. При этом часть партий склонна к растрескиванию при штамповке.

2. В результате штамповки в заготовках формируется две зоны: зона с рекристаллизованным зерном и зона с пластически деформированными зёрнами.

3. Рост зерна при нагреве до 780 °С обусловлен не только температурой, но и условиями производства труб, в частности формированием текстуры зерен β'-фазы вследствие подстуживания при прессовании.

4. Нагрев до температуры 780 °С не является основной причиной растрескивания, однако такая температура является завышенной, что провоцирует рост зерна β-фазы на отдельных участках.

5. При охлаждении на воздухе заготовок с температуры 700 °С и выше фиксируется однофазная основа сплава, стабильная α-фаза не выделяется ни при каких условиях.

6. Штамповка с печного нагрева до 700 °С увеличивает количество отклонений по геометрии и может провоцировать образование скрытых трещин.

7. Склонность к разрушению, по-видимому, определяется температурой перехода β→β+α и β→β', что зависит от химического состава.

8. Наиболее оптимальной температурой нагрева под штамповку является 750±10 °С.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бобылев А.В. Растрескивание медных сплавов. М.: Металлургия, 1993. 352 с.
2. Курбаткин И.И., Белов Н.А., Райков Ю.Н., Горин А.Д., Антипов В.В. Формирование структуры многокомпонентной марганцевой латуни и ее связь с появлением брака // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия. 2002. № 5. С. 58–62.
3. Тропотов А.В., Жукова Л.М., Рязанцев Ю.В., Копыл М.Д., Котляров И.В. Оптимизация химиче-

ского состава и свойств специальных латуней для изготовления блокирующих колец синхронизаторов коробки передач // Материалы в автомобилестроении: материалы II Международной научно-практической конференции. Тольятти: АВТОВАЗ, 2004. С. 389–394.

4. Тропотов А.В., Пугачева Н.Б., Рязанцев Ю.В., Жукова Л.М. Исследование остаточных напряжений в изделиях, изготовленных из сложнолегированных латуней // Металловедение и термическая обработка металлов. 2006. № 1. С. 28–32.
5. Овчинников А.С., Логинов Ю.Н. Разработка технологии изготовления труб из сложнолегированной латуни ЛМцАЖН // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 11. С. 24–28.
6. Пугачева Н.Б. Структура промышленных α+β-латуней // Металловедение и термическая обработка металлов. 2007. № 2. С. 23–29.
7. Пугачева Н.Б., Тропотов А.В., Смирнов С.В., Кузьмин О.С. Влияние содержания железа в легированной латуни ЛМцАЖКС на состав и морфологию силицидов (Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>3</sub> // Физика металлов и металловедение. 2000. Т. 89. № 1. С. 62–69.
8. Пугачева Н.Б., Лебедь А.В. Влияние структуры прессованной трубной заготовки из латуни 59Cu-3,5Mn-2,5Al-0,5Fe-0,4Ni на характер разрушения при последующей горячей штамповке // Вестник Самарского государственного технического университета. Серия: Физико-математические науки. 2012. № 4. С. 180–187.
9. Копыл М.Д., Азизбеян В.Г. Исследование причин трещинообразования в процессе изготовления блокирующих колец синхронизаторов из сложнолегированной латуни марки ЛМцАЖН на Волжском автозаводе // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: сборник трудов III Международной конференции. М.: ФГБУН ИМиМ им. А.А. Байкова, 2009. С. 360–362.
10. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов. М.: МИСИС, 2001. 416 с.
11. Котов Д.А., Мысик Р.К., Еремин А.А., Волков М.И., Жукова Л.М. Прогнозирование фазового состава сложнолегированных латуней // Литейщик России. 2005. № 9. С. 17–21.
12. Святкин А.В. Обеспечение стабильности фазового состава и свойств износостойких латуней типа ЛМцА для изготовления деталей автомобильного назначения : дис. ... канд. техн. наук. Самара, 2009. 165 с.
13. Муратов В.С., Святкин А.В. Совершенствование технологии изготовления прутков из латуни типа ЛМцА // Заготовительные производства в машиностроении. 2007. № 2. С. 36–39.
14. Шендерей П.Э., Святкин М.В., Святкин А.В., Лазутов П.Н., Прасолов С.Г. Определение практической применимости прогнозирования фазового состава сложнолегированных латуней // Евразийское научное объединение. 2015. Т. 1. № 7. С. 35–37.
15. Соколов И.А., Уральский В.И. Остаточные напряжения и качество продукции. М.: Металлургия, 1981. 96 с.
16. Осинцев О.Е., Федоров В.Н. Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки. М.: Машиностроение, 2004. 336 с.



17. Курбаткин И.И., Белов Н.А., Райков Ю.Н., Румянцева О.В., Похлебенина Л.А., Антипов В.В. Влияние легирующих элементов и технологических факторов на фазовый состав и свойства латунных труб, применяемых в автомобильной промышленности // Цветные металлы. 2001. № 5. С. 73–76.
18. Святкин А.В., Муратов В.С. Исследование зависимости фазового состава и твердости от температуры отжига двухфазной латуни ЛМЦА 58-2-1 // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. № 10. С. 37–39.
19. Курбаткин И.И., Пружинин И.Ф., Фалкон В.И., Курбатов В.П. Влияние химического состава и режимов обработки на механические и эксплуатационные свойства кремнисто-марганцовистых латуней // Цветные металлы. 1996. № 9. С. 60–63.
20. Дриц М.Е., Бочвар Н.Р., Гузей Л.С., Лысова Е.В. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди. М.: Наука, 1979. 375 с.
21. Диаграммы состояния двойных металлических систем. В 3 т. Т. 3. Кн. II / под общ. ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1997. 1024 с.
9. Kopyl V.D., Azizbekyan V.G. Research of the reasons cracks formation in the production course of the blocking rings of synchronizers from complex alloy brass Cu-Mn-Al-Fe-Ni on the Volga automobile works. *Deformatsiya i razrushenie materialov i nanomaterialov: sbornik trudov III Mezhdunarodnoy konferentsii*. Moscow, FGBUN IMiM im. A.A. Baykova Publ., 2009, pp. 360–362.
10. Kolachev B.A., Elagin V.I., Livanov V.A. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov i splavov* [Physical Metallurgy and Heat Treatment of Nonferrous Metals and Alloys]. Moscow, MISIS Publ., 2001. 416 p.
11. Kotov D.A., Mysik R.K., Eremin A.A., Volkov M.I., Zhukova L.M. Prediction of the phase composition of complex alloyed brass. *Liteyshchik Rossii*, 2005, no. 9, pp. 17–21.
12. Svyatkin A.V. *Obespechenie stabilnosti fazovogo sostava i svoystv iznosostoykikh latuney tipa LMtSA dlya izgotovleniya detaley avtomobilnogo naznacheniya*. Dis. kand. tekhn. nauk [Ensuring stability of phase composition and properties of wear-resistant brasses of Face type for the manufacture of automotive parts]. Samara, 2009. 165 p.
13. Muratov V.S., Svyatkin A.V. Perfection of manufacturing technology of LMTsA brass bars. *Zagotovitelnye proizvodstva v mashinostroenii*, 2007, no. 2, pp. 36–39.
14. Shenderoy P.E., Svyatkin M.V., Svyatkin A.V., Lazutov P.N., Prasolov S.G. Determination of the practical applicability of predicting the phase composition of complex alloyed brass. *EvrAziyskoe nauchnoe obedinenie*, 2015, vol. 1, no. 7, pp. 35–37.
15. Sokolov I.A., Uralskiy V.I. *Ostatochnye napryazheniya i kachestvo produktsii* [Residual stresses and product quality]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1981. 96 p.
16. Osintsev O.E., Fedorov V.N. *Med i mednye splavy. Otechestvennye i zarubezhnye marki* [Copper and copper alloys. Domestic and foreign brands]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2004. 336 p.
17. Kurbatkin I.I., Belov N.A., Raykov Yu.N., Rummyantseva O.V., Pokhlebenina L.A., Antipov V.V. Effect of alloying elements and technological factors on phase composition and properties of brass tubes used in the automotive industry. *Tsvetnye metally*, 2001, no. 5, pp. 73–76.
18. Svyatkin A.V., Muratov V.S. Research of dependence of phase structure and hardness from annealing temperature LMtSA58-2-1 two-phase brass. *Zagotovitelnye proizvodstva v mashinostroenii*, 2009, no. 10, pp. 37–39.
19. Kurbatkin I.I., Pruzhinin I.F., Falcon V.I., Kurbatov V.P. Effect of chemical compound and treatment schedule on the mechanical and operational properties of silicon-manganese brasses. *Tsvetnye metally*, 1996, no. 9, pp. 60–63.
20. Drits M.E., Bocharov N.R., Guzey L.S., Lysova E.V. *Dvoynye i mnogokomponentnye sistemy na osnove medi* [Double and multicomponent systems on the basis of copper]. Moscow, Nauka Publ., 1979. 375 p.
21. Lyakisheva N.P., ed. *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh metallicheskiykh sistem* [Charts of a condition of double metal systems]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1997. Vol. 3, kn. II, 1024 p.

#### REFERENCES

1. Bobylev A.V. *Rastreskivanie mednykh splavov* [Cracking of copper alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1993. 352 p.
2. Kurbatkin I.I., Belov N.A., Raykov Yu.N., Gorin A.D., Antipov V.V. Formation of the structure of multi-component manganese brass and its relationship with the appearance of marriage. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Tsvetnaya metallurgiya*, 2002, no. 5, pp. 58–62.
3. Tropotov A.B., Zhukova L.M., Ryazantsev Yu.V., Kopyl M.D., Kotlyarov I.V. Optimization of the chemical composition and properties of the special brass for the manufacture of blocking rings of synchronizers of a transmission. *Materialy v avtomobilestroenii: materialy II Mezhdunarodnoy nauchno-prakticheskoy konferentsii*. Tolyatti, AVTOVAZ Publ., 2004, pp. 389–394.
4. Tropotov A.V., Pugacheva N.B., Ryazantsev Yu.V., Zhukova L.M. A study of residual stresses in articles produced from complexly-alloyed brass. *Metal Science and Heat Treatment*, 2006, vol. 48, no. 1-2, pp. 31–35.
5. Ovchinnikov A.S., Loginov Yu.N. Development of technology for manufacture of Cu-Zn-Mn-Al-Fe-Ni brass tubes. *Zagotovitelnye proizvodstva v mashinostroenii*, 2014, no. 11, pp. 24–28.
6. Pugacheva N.B. Structure of industrial  $\alpha+\beta$  brasses. *Metal Science and Heat Treatment*, 2007, vol. 49, no. 1-2, pp. 67–74.
7. Pugacheva N.B., Tropotov A.V., Smirnov S.V., Kuzmin O.S. Effect of iron content on the composition and morphology of  $(\text{Fe,Mn})_5\text{Si}_3$  silicide particles in alloyed LMTsSAZhKS brass. *The physics of metals and metallography*, 2000, vol. 89, no. 1, pp. 62–69.
8. Pugacheva N.B., Lebed A.V. The influence of the pressed hollow billet of brass 59Cu-3,5Mn-2,5Al-0,5Fe-0,4Ni structure on the fracture mode of destruction with following hot stamping. *Vestnik Samarskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta. Seriya: Fiziko-matematicheskie nauki*, 2012, no. 4, pp. 180–187.



**THE INFLUENCE OF HEATING TEMPERATURE FOR FORGING  
ON THE CRACKING TENDENCY OF A Cu-Mn-Al-Fe-Ni 59-3.5-2.5-0.5-0.4 WORKPIECE**

© 2018

*A.V. Svyatkin*, PhD (Engineering), Associate Professor  
*Togliatti State University, Togliatti (Russia)*

*Keywords:* CuMnAlFeNi brass; workpiece cracking; forging temperature; grain growth; plastic deformation; comparative metallographic analysis; dynamic recrystallization; metastable precipitation; plasticity.

*Abstract:* Since the cause of the delayed destruction of the two-phase brasses is not fully determined, the commercial supplies of semi-finished products have unstable technological properties. As the result of experimental work, the author obtained the contradictory data on the root cause of cracking and the influence of grain growth during heating on the crack formation tendency. Meanwhile, the current requirements to the technological processes need the maximum loss minimization during the mill products processing.

The paper covers the issue of the selection of temperature intervals of hot plastic deformation to eliminate and determine the relationship between the  $\beta$ -phase grain size and the cracking carried out on the basis of industrial experiment followed by the comparative metallographic analysis of batches with different handling properties. For this purpose, the author carried out the comparative industrial experiment between the batches with different handling properties, determined the actual temperature of hot deformation, and performed the controlled forging at different heating temperatures. The subsequent metallographic analysis proved the assumption that the increase in the forging temperature can increase the level of deviations in some cases and reduce in the others. The author studied the influence of the initial microstructure of the CuMnAlFeNi 59-3.5-2.5-0.5-0.4 alloy, the heating temperature of forging by the level and the type of defects of work material for the blocking synchronizer rings made of different batches of tubes. It is determined that the conditions for the production of pipes are the more significant factor for cracking than the heating temperature at the certain interval. When heating up to 780 °C, the large grains are formed in the individual batches that may be caused by the initial  $\beta'$ -phase grain texture but is not the root cause of destruction. When heating up to 700 °C, the high dispersion silicides do not dissolve, what may cause the origination of hidden cracks during forging. The optimum heating temperature is 750 °C.