

УПРОЧНЯЮЩАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ДВОЙНОЙ ЛАТУНИ С ЗАКАЛКОЙ ИЗ β -ОБЛАСТИ

Обоснована возможность эффективного упрочнения двойной латуни с содержанием цинка до 39 % путем термической и низкотемпературной термомеханической обработки с выполнением предварительной закалки из однофазной β -области, в результате которой $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение происходит по сдвиговому механизму. Обсуждены возможные причины упрочнения и последующего разупрочнения латуни в процессе отпуска разной длительности при повышенных температурах.

Ключевые слова: латунь, закалка, отпуск, термомеханическая обработка, структура.

Постановка проблемы

Поиск методов дополнительного упрочнения сплавов с целью повышения эксплуатационных свойств изделий, а зачастую и их удешевления в результате замены материала либо снижения массы детали является актуальной научно-технической проблемой. В связи с этим изучение возможности упрочнения двойных (простых) латуней, являющихся самыми дешевыми из всех сплавов на медной основе, путем термической либо термомеханической обработки представляет как научный, так и практический интерес.

Анализ последних исследований и публикаций

Двойные латуни, содержащие до 39 % цинка (предельная растворимость цинка в меди) и называемые обычно α -латунями, упрочняющей термической обработке, как правило, не подвергают. Однако установлено, что уже при содержании цинка, превышающем 30...32 %, такие латуни становятся двухфазными и склонными к старению в случае ускоренного охлаждения после отжига или деформации [1]. В связи с этим можно ожидать заметного эффекта упрочнения латуней с содержанием цинка близким к пределу его растворимости в α -твердом растворе, при реализации закалки с последующим отпуском (старением). В ряде работ имеются сведения о том, что в двухфазных ($\alpha+\beta$)-латунях, а также в специальных (легированных) латунях при быстром охлаждении из β -области распад β -фазы может происходить по сдвиговому (мартенситному) механизму [1...3]. Для двойных латуней с содержанием цинка до 39 % такое превращение ранее не изучали.

В литературе отсутствуют данные и в отношении эффективности термомеханической обработки двойных латуней, хотя такое направление воздействия на свойства этих сплавов может оказаться достаточно эффективным.

Цель (задачи) исследования

Целью данной работы является исследование эффективности упрочнения двойной латуни с содержанием цинка, близким к его предельной растворимости в α -твердом растворе, при реализации отпуска и низкотемпературной термомеханической обработки после закалки из однофазной β -области.

Основной материал исследования

Исследования выполняли на латуни марки Л63, содержащей 37,5 % цинка (остальное – медь). Образцы, изготовленные из проката диаметром 25 мм, после рекристаллизационного отжига нагревали до температуры 830 ± 10 °С для получения однофазной структуры, состоящей из кристаллов β -фазы, выдерживали 15...20 мин. и охлаждали в воде. Затем часть образцов подвергали отпуску с разной длительностью выдержки (τ_0) при температурах 230...250 °С ($\tau_0=15...120$ мин.) и 330...350 °С ($\tau_0=5...30$ мин.). Другую часть образцов перед отпуском по аналогичным режимам подвергали холодной пластической деформации прокаткой за 12 проходов с суммарной степенью деформации около 35 %.

Сопоставление условий и особенностей деформирования образцов после закалки и сравнительных образцов, не подвергавшихся такой обработке (в исходном состоянии), позволяет считать, что по технологической пластичности закаленное состояние латуни является более предпочтительным. В закаленных образцах мелкие трещины на их торцевой поверхности появлялись лишь после деформации со степенью обжатия не менее 40 %. В сравнительных же образцах такие трещины начинали появляться уже при степени деформации 30...35 %, а при более высоких ее значениях (около 40 %) фиксировали образование грубых трещин с хрупким характером излома. При этом средний коэффициент

упрочнения сплава K (по результатам измерения твердости) в интервале степеней деформации 0...40 % для закаленных образцов ($K=16,5$ Н/мм² на 1 % степени деформации) оказался примерно в 1,2 раза выше такового в случае деформации сравнительных образцов ($K=13,5$ Н/мм² на 1 % степени деформации).

Структура латуни в исходном (отожженном) состоянии была двухфазной и по фазовому составу включала 68 % α -твердого раствора и 32 % β -фазы. На рис. 1 приведена микроструктура латуни после различных режимов обработки.

Из анализа рис. 1а следует, что в результате закалки из β -области формируется мартенситоподобная структура, состоящая из кристаллов α -твердого раствора в форме игл или чаше пластинок (светлая составляющая) и остатков β -фазы (темная составляющая) при количественном соотношении $\alpha:\beta=53:47$. Такая форма кристаллов α -твердого раствора может свидетельствовать о том, что превращение $\beta \rightarrow \alpha$ при быстром охлаждении произошло по сдвиговому механизму. Образовавшаяся α -фаза будет пересыщенным (по цинку) твердым раствором на основе меди, а промежуточная β -фаза будет пересыщена медью. Следовательно, обе эти фазы после закалки являются метастабильными и будут способны к распаду в ходе последующего отпуска.

Закалка из однофазной β -области не приво-

дила к упрочнению латуни в сравнении с исходным состоянием: твердость перед закалкой составляла $HV 1250 \pm 20$ Н/мм², а после закалки – $HV 1210 \pm 20$ Н/мм². Холодная пластическая деформация предварительно закаленной латуни способствовала повышению твердости примерно в 1,5 раза при степени деформации 35 % (до $HV 1850 \pm 30$ Н/мм²).

Рис. 2 иллюстрирует характер изменения твердости латуни в результате отпуска при реализации как термической, так и низкотемпературной термомеханической (НТМО) обработки. При реализации отпуска при температуре 230...250 °С для образцов, не подвергавшихся пластической деформации, повышение твердости на 40...43 % происходит с увеличением длительности выдержки до 75 мин. (рис. 2а, нижняя кривая) (табл. 1, столбец « ΔHV_{70} »). Дальнейшее увеличение длительности выдержки до 120 мин. приводило к небольшому разупрочнению латуни при сохранении заметного преимущества в твердости в сравнении с исходным состоянием.

Табл. 1 содержит информацию об абсолютной и относительной разнице в значениях твердости латуни при сравнении трех вариантов состояния сплава: исходного (после рекристаллизационного отжига); после термической обработки, включающей закалку из β -области и старение по различным режимам; после НТМО,

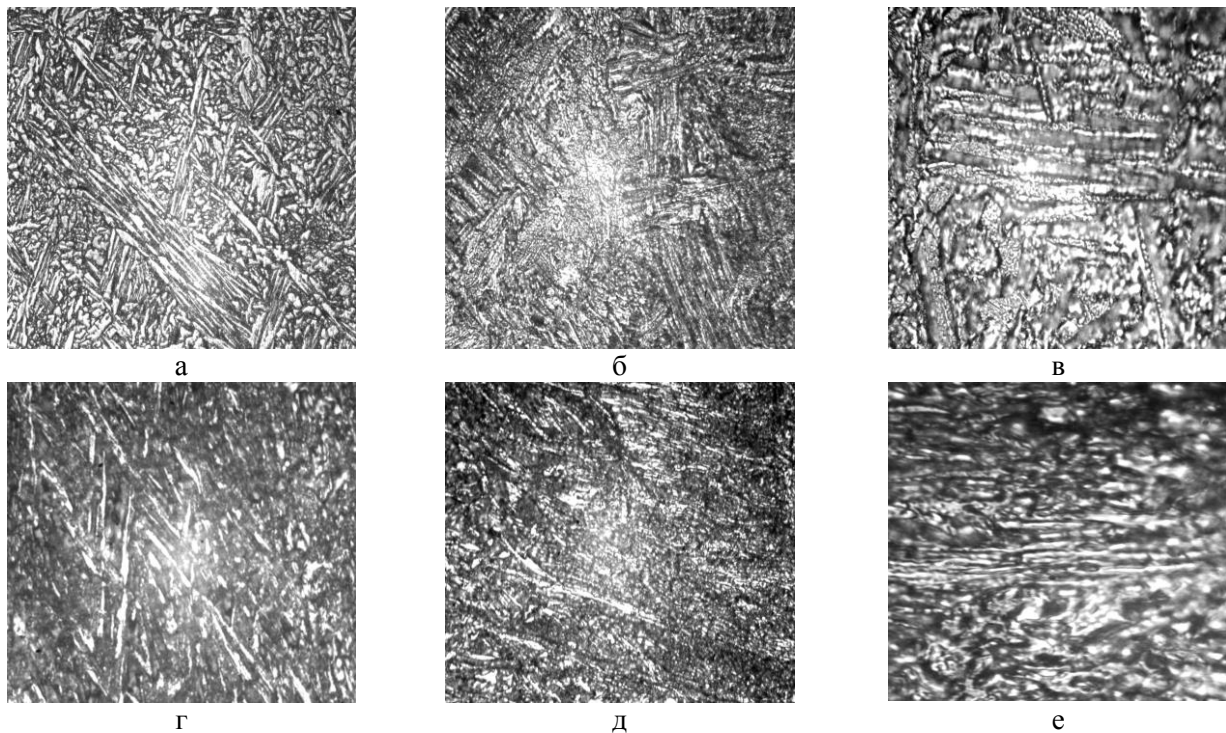


Рис. 1. Микроструктура латуни после термической и низкотемпературной термомеханической обработки:

$a - \times 500$; $b, c, d - \times 1000$; $e, e - \times 2000$;

$a, c -$ перед отпуском в закаленном состоянии и после холодной пластической деформации; $b, b, d, e -$ после отпуска при 230...250 °С с выдержкой 30, 75 и 120 мин.

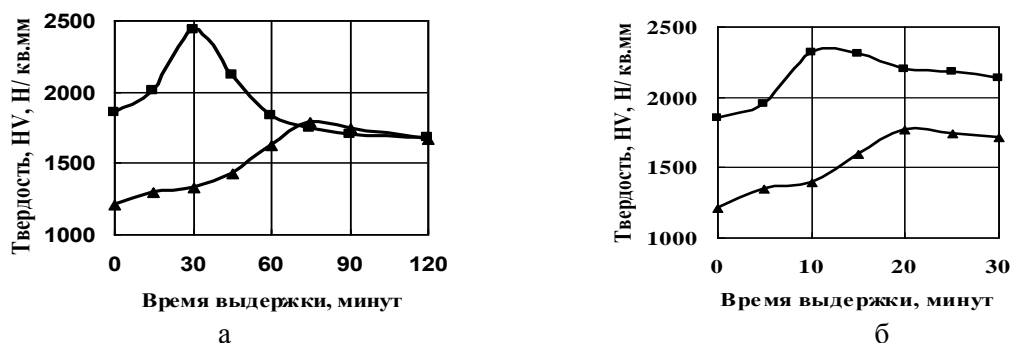


Рис. 2. Влияние длительности выдержки при отпуске на твердость латуни при температурах:
 а – 230...250 °С; б – 330...350 °С;
 ■ – после НТМО; ▲ – после термической обработки

включающей закалку из β-области, холодную пластическую деформацию и старение по различным режимам. При этом проводили сравнение вариантов №№ 1 и 2, №№ 1 и 3, №№ 2 и 3.

Реализация низкотемпературной термомеханической обработки по схеме: закалка из однофазной β-области → холодная пластическая деформация с суммарной степенью обжатия 35 % → отпуск при температуре 230...250 °С обеспечивает значительно больший эффект упрочнения в сравнении с обычной термической обработкой (см. рис. 2а).

При реализации НТМО максимальный эффект упрочнения наблюдали при меньшей более чем в 2 раза (в сравнении с обычной термической обработкой) длительности выдержки при отпуске (30 мин.). При этом максимальная твердость латуни после НТМО почти в 2 раза превышала ее твердость в исходном и закаленном состояниях и более чем на 30 % – ее твердость после холодной пластической деформации. Это свидетельствует о том, что не только наклеп,

обусловленный реализацией холодной пластической деформации, является причиной существенных различий в твердости латуни после НТМО, но и факторы, связанные с развитием процессов старения в условиях повышенной плотности дефектов кристаллического строения.

Различие же между максимальными значениями твердости латуни после НТМО и обычной термической обработки составили около 40 % (см. рис. 2) (табл. 1).

Процесс упрочнения сплава до достижения максимума на кривой изменения твердости от длительности выдержки при отпуске в случае реализации НТМО происходит значительно более интенсивно, чем в случае простой термической обработки (см. рис. 2а). Однако и разупрочнение латуни при дальнейшем увеличении длительности выдержки после достижения пика твердости также развивается весьма интенсивно, приближая значения твердости к полученным после обычной термической обработки.

Табл. 1. Различия в твердости при сравнении вариантов «термическая обработка – исходное состояние»,

$\Delta HV_{ТО}$; «термомеханическая обработка – исходное состояние», $\Delta HV_{НТМО}$
 и «термомеханическая обработка – термическая обработка», $\Delta HV_{НТМО/ТО}$

Температура отпуска, °С	Длительность выдержки, мин.	$\Delta HV_{ТО}$		$\Delta HV_{НТМО}$		$\Delta HV_{НТМО/ТО}$	
		Н/мм ²	%	Н/мм ²	%	Н/мм ²	%
230...250	0	-40	-3,2	600	48	640	52,9
	15	50	4	760	60,8	710	54,6
	30	80	6,4	1180	94,4	1100	82,7
	45	180	14,4	870	69,6	690	48,2
	60	370	29,6	580	46,4	210	13
	75	540	43,2	500	40	-40	-2,2
330...350	90	490	39,2	450	36	-40	-2,3
	120	420	33,6	430	34,4	10	0,6
	5	100	8	700	56	600	44,4
	10	140	11,2	1065	85,2	925	66,5
	15	340	27,2	1055	84,4	715	45
	20	520	41,6	950	76	430	24,3
	25	490	39,2	930	74,4	440	25,3
	30	460	36,8	880	70,4	420	24,6

Примечание: знак «-» означает уменьшение показателя в сравнении с соответствующим базовым вариантом, а отсутствие знака – его увеличение.

В случае длительности выдержки, превышающей 60 мин. при температуре отпуска 230...250 °С показатели твердости для обоих вариантов обработки практически совпадают (см. рис. 2а).

Повышение температуры отпуска до 330...350 °С приводит к смещению максимумов твердости в сторону меньшей длительности выдержки: до 20...25 мин. в случае термической обработки и до 10...15 мин. в случае НТМО (см. рис. 2б). При этом максимальное достигаемое значение твердости после обычной термической обработки мало отличается от такового в случае более низкой температуры отпуска. В случае же реализации НТМО максимальный уровень твердости оказывается несколько ниже полученного при более низкой температуре отпуска. Однако интенсивность снижения твердости латуни с повышением длительности выдержки после достижения максимума в случае отпуска при 330...350 °С оказывается заметно ниже, чем в случае отпуска при 230...250 °С (см. рис. 2а, б, кривые 2). Поэтому и твердость латуни после НТМО во всем реализованном интервале длительностей выдержки при 330...350 °С (до 30 мин.) оказывается заметно выше твердости, полученной после обычной термической обработки.

Высокотемпературный нагрев под закалку обеспечивает получение однофазной структуры латуни, представляющей собой кристаллы промежуточной β -фазы переменного состава на основе электронного соединения CuZn с концентрацией цинка, соответствующей таковой в сплаве (37,5 %). В результате последующего быстрого охлаждения (в воде) часть исходной β -фазы претерпевает сдвиговое превращение в α -твердый раствор цинка в меди с той же концентрацией цинка, кристаллы которого приобретают преимущественно форму пластин (см. рис. 1а). Другая часть исходной β -фазы сохраняется непревращенной вплоть до комнатной температуры.

Вследствие быстрого охлаждения процессы упорядочения в β -фазе не происходят, поэтому сплав в закаленном состоянии сохраняет высокую пластичность и достаточно хорошо деформируется в холодном состоянии. Эффект более высокой пластичности латуней, в которых α -фаза размещается на общем фоне кристаллов β -фазы в форме тонких игл, в сравнении со сплавами, где α -фаза выделяется в виде изомерных кристаллов, наблюдали уже достаточно давно [4]. Как отмечалось выше, закалка латуни, несмотря на развитие фазового превращения $\beta \rightarrow \alpha$ по сдвиговому механизму, не приводит к упрочнению сплава.

Основными факторами, обуславливающими упрочнение латуни в процессе отпуска, являются следующие:

- распад пересыщенного (по цинку) α -твердого раствора: $\alpha_{пер.} \rightarrow \alpha + \beta$;
- распад пересыщенной медью β -фазы: $\beta_{пер.} \rightarrow \beta + \alpha$;
- процесс упорядочения β -фазы: $\beta \rightarrow \beta'$.

При этом основной вклад в упрочнение сплава следует ожидать в результате распада пересыщенного α -твердого раствора, когда по границам и внутри его пластин выделяются дисперсные включения β -фазы (см. рис. 1б, в). Распад пересыщенной β -фазы путем выделения из нее дисперсных включений α -твердого раствора происходит медленнее и его активного развития следует ожидать при более длительных выдержках, а также с повышением температуры старения. При реализации закалки и отпуска включения α -твердого раствора внутри зерен β -фазы наблюдали в оптическом микроскопе после выдержки длительностью 75 и более мин. (см. рис. 1б). Следовательно, можно полагать, что достижению максимума твердости способствует развитие процессов распада обеих метастабильных фаз, однако вклад в упрочнение процесса распада β -фазы может быть менее заметным, чем процесса распада α -твердого раствора.

Значительного упрочнения латуни следует ожидать в результате развития процесса упорядочения в промежуточной β -фазе, поскольку упорядоченная β' -фаза является значительно более твердой, чем неупорядоченная β -фаза [1]. Однако при относительно невысоких температурах нагрева этот процесс происходит медленно и его эффект будет заметным лишь при длительной выдержке при отпуске. Можно предположить, что именно благодаря развитию процессов упорядочения β -фазы сохраняется повышенный уровень твердости латуни после отпуска длительностью более 75 мин. при 230...250 °С и более 20 мин. при 330...350 °С (см. рис. 2).

Основными же причинами разупрочнения латуни при длительных выдержках в процессе отпуска, как и в случае многих других сплавов, подвергающихся закалке без полиморфного превращения и последующему отпуску (старению), следует считать укрупнение кристаллов α - и β -фаз, выделившихся из соответствующих исходных пересыщенных твердых растворов (см. рис. 1б, в), а также, очевидно, и развитие начальных стадий рекристаллизации в пластинах α -твердого раствора (см. рис. 1в). Одновременное развитие процесса упорядочения в β -фазе, являющегося по воздействию на твердость латуни конкурентным по отношению к указанным

выше разупрочняющим факторам, очевидно, может способствовать уменьшению интенсивности снижения твердости сплава с увеличением длительности выдержки при отпуске.

При реализации низкотемпературной термомеханической обработки дополнительное упрочнение латуни (в сравнении с обычной термической обработкой) обеспечивается влиянием следующих основных факторов:

- увеличением количества мест возможного зарождения кристаллов избыточных фаз при распаде пересыщенных α -твердого раствора и β -фазы и повышением степени дисперсности структуры (см. рис. 1б, д);

- повышением плотности дислокаций как в α -твердом растворе, так и в β -фазе в результате холодной пластической деформации, предшествующей старению, что обеспечивает не только собственно наклеп, но и увеличение количества частиц, выделяющихся при отпуске частиц упрочняющих фаз.

Холодная пластическая деформация латуни перед отпуском вызывает смещение пика твердости в направлении меньшей длительности выдержки при отпуске в сравнении с обычной упрочняющей термической обработкой, вследствие прежде всего интенсификации процессов распада метастабильных α - и β -фаз в результате увеличения вероятности зарождения кристаллов избыточных фаз из-за образования в исходных кристаллах новых возможных мест их зарождения (скоплений дислокаций и вакансий, двойников, полос скольжения и др.). Следует учитывать также и увеличение термодинамического стимула к распаду пересыщенных фаз под влиянием повышенной плотности дефектов кристаллического строения, обусловленной предшествующей деформацией.

Процесс разупрочнения латуни в цикле НТМО начинается при меньших выдержках при отпуске и может развиваться на начальных его стадиях даже более интенсивно, чем в цикле обычной термической обработки, включающей закалку и отпуск (см. рис. 2) (табл. 1). При этом, очевидно, основной вклад в разупрочнение сплава вносит не только укрупнение выделившихся на предыдущих стадиях частиц избыточных фаз, но в большей мере – снижение степени наклепа, обусловленного предшествующей деформацией, в результате уменьшения степени искаженности кристаллических решеток обеих фаз, уменьшения плотности дислокаций в результате развития процессов возврата и рекристаллизации, прежде всего, в α -твердом растворе. Рис. 1е иллюстрирует то, что уже после выдержки длительностью 75 мин. при температуре

230...250 °С первичная рекристаллизация в α -твердом растворе происходит в достаточно высокой степени, хотя структура сплава остается весьма дисперсной. В соответствии с известными данными, температура начала рекристаллизации латуни Л63 находится в пределах 250...400 °С, причем с повышением содержания цинка эта температура снижается [5]. При этом в сильно деформированных двухфазных латунях температура начала рекристаллизации α -фазы ниже, чем β -фазы, а рост рекристаллизованных зерен α -фазы сдерживают нерекристаллизованные зерна β -фазы [3].

Исходя из анализа полученных данных, при выполнении упрочняющей термической обработки двойной латуни с содержанием цинка, близким к его предельной растворимости в α -твердом растворе, с реализацией закалки с нагревом в однофазную β -область с целью обеспечения максимальной твердости сплава длительность выдержки при отпуске при температуре 230...250 °С должна составлять 75...90 мин., а при температуре 330...350 °С – 20...30 мин. При реализации более эффективной в плане упрочнения сплава низкотемпературной термомеханической обработки длительность выдержки в процессе отпуска должна быть существенно ниже: 30...45 мин. при температуре 230...250 °С и 10...15 мин. при температуре 330...350 °С. В последнем случае длительность выдержки может быть увеличена до 30 мин. без опасения в отношении заметного разупрочнения сплава.

Выводы

Обоснована возможность существенного упрочнения двойных латуней с содержанием цинка меньшим, чем его предельная растворимость в α -твердом растворе, путем его термической либо низкотемпературной термомеханической обработки с реализацией закалки с нагревом в однофазную β -область, когда в ходе последующего быстрого охлаждения α -фаза образуется по сдвиговому механизму.

Реализация НТМО по схеме: закалка → холодная пластическая деформация → отпуск необходимой длительности – позволяет увеличить эффективность упрочнения на 35...40 % в сравнении с упрочняющей термической обработкой латуни при снижении продолжительности выдержки при отпуске в 2...2,5 раза.

Выполнение холодной пластической деформации перед отпуском способствует интенсификации процессов распада метастабильных фаз, достижению пика твердости при меньших длительностях выдержки, измельчению структуры латуни.

Список литературы

1. Колачев, Б.А. *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: Учебник для вузов* / Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.И. Ливанов. – М.: МИСиС, 2005. – 432 с.
2. Мирзаев, Д.А. *Особенности превращения β -фазы в сплавах меди при охлаждении в широком интервале температур* / Д.А. Мирзаев, В.М. Счастливец, И.Л. Яковлева // Структура и свойства аустенитных сталей и сплавов: VI Всероссийская научно-техническая конференция, 10-14 сентября 2001 г., г. Екатеринбург. – Екатеринбург, 2001. – С. 46.
3. Варлимонт, Х. *Мартенситные превращения в сплавах на основе меди, серебра и золота* / Х. Варлимонт, Л. Дилей. – М.: Наука, 1980. – 205 с.
4. Смирягин, А.П. *Промышленные цветные металлы и сплавы*. – М.: Металлургия, 1956. – 396 с.
5. Осинцев, О.Е. *Медь и медные сплавы: справочник* / О.Е. Осинцев, В.Н. Федоров. – М.: Машиностроение, 2004. – 336 с.

V.P. Gorbatenko /Dr. Sci. (Eng.)/

Donetsk National Technical University (Donetsk)

HARDENING THERMAL AND THERMO-MECHANICAL TREATMENT OF DOUBLE BRASS WITH QUENCHING FROM β -AREA

Background. *The double brasses additional hardening allows assuring such in-service properties of the alloy as wear resistance, contact strength, service life. That is why the estimation of efficiency of thermal and thermo-mechanical treatment use for the strengthening of such alloys is the actual issue of physical metallurgy.*

Materials and/or methods. *The efficiency of double brass hardening with Zn content near its maximum solubility in an α -solid solution was studied by processing with the following two technological procedures: a) quenching from a single-phase β -area followed by tempering (conventional heat treatment); b) quenching from a single-phase β -area, cold plastic deformation and subsequent tempering (low-temperature thermo-mechanical treatment – LTMT). The tempering was carried out at elevated temperatures – 230...250 and 330...350 °C with a change in the holding time within 5...120 minutes.*

Results. *It was determined that the formation of a two-phase structure is a result of quenching. This structure consists of the plate- or needle-shaped crystals of the supersaturated α -solid solution as the result of shear transformation $\beta \rightarrow \alpha$ and retained in supersaturated state β -phase. The quenching didn't increase brass hardness. When tempering in the procedure of both conventional heat treatment and LTMT, an increase in the holding time to a certain level caused a hardening of brass as a result of the decomposition of supersaturated phases, primarily, an α -solid solution with the formation of dispersed precipitation of excess stages. As the tempering temperature increases, these processes are accelerated, which leads to a reduction in the holding time to achieve a maximum hardness of the brass.*

Conclusion. *Implementation of LTMT allowed a high level of hardening of brass (about 35...40 %, compared to a maximum hardness level), the halving in exposure time for a maximum level of hardening, refinement of the structure compared to conventional heat treatment. Compared to the state after the recrystallisation hardening, the hardness of double brass with 37.5 % Zn content after LTMT increases 1.8...1.9 times.*

Keywords: *double brass, quenching, tempering, thermo-mechanical treatment, structure.*

Сведения об авторе

В.П. Горбатенко

SPIN-код: 8463-3786

Телефон: +380 (50) 695-25-08

Эл. почта: fm@fizmet.donntu.org

Статья поступила 15.06.2020 г.

© В.П. Горбатенко, 2020

Рецензент д.т.н., проф. А.В. Яковченко