

Влияние типа исходной структуры на особенности упрочнения латуни Л 63 при холодной пластической деформации

Ольховик В. Ю. (МТ -09м)*

Донецкий национальный технический университет

Латунь Л 63 (ЛЦ 37), обычно относят к двойным однофазным латуням. Химический состав исследуемой латуни представлен в таблице.

Таблица – Химический состав латуни Л 63, %

Cu	Zn	Fe	Pb	P	Bi	Sb
62-65	34,5-38	<0,2	<0,07	<0,001	<0,002	<0,005

Однако, исследования последних лет показали, что избыточная β' - фаза в латунях может появляться в структуре уже при содержании более 30...32% Zn. Управляя типом исходной структуры, процессами растворения и выделения избыточной фазы, можно не только воздействовать на комплекс механических свойств, но и на деформируемость латуни в процессе холодной пластической деформации.

Целью данной работы было изучение возможности получения разного типа структуры латуни в результате закалки от различных температур и оценки возможного характера ее влияния на упрочнение при холодной пластической деформации.

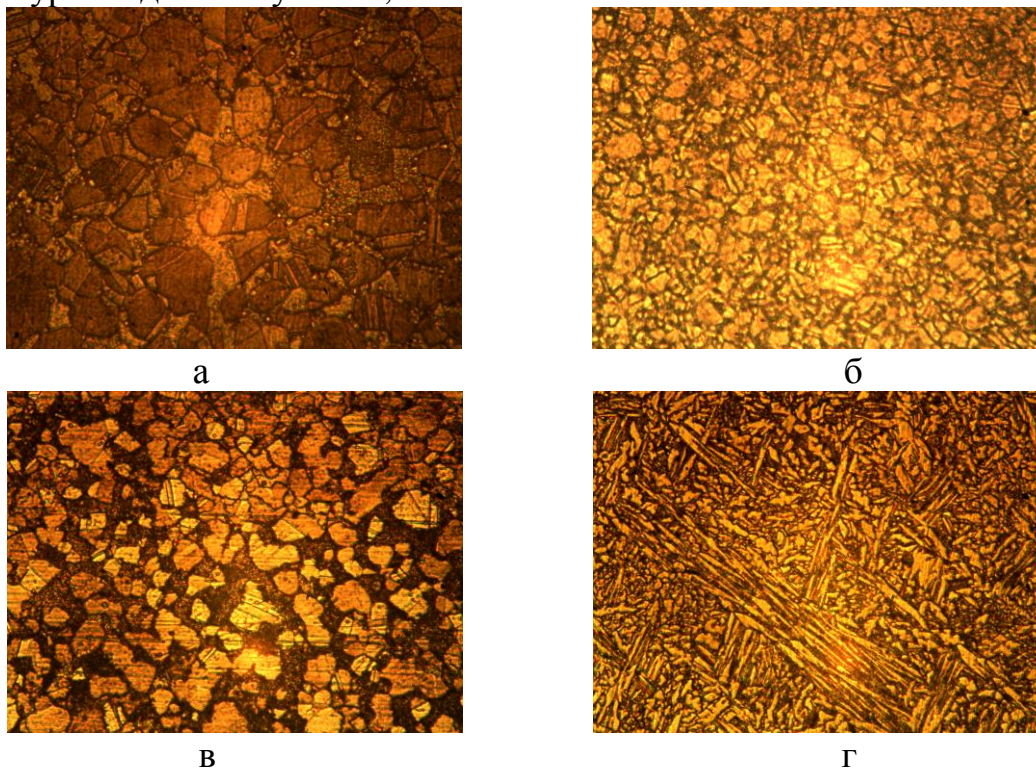
В процессе экспериментальных исследований закалку образцов толщиной 8...9 мм осуществляли после нагрева в однофазные α - и β -области и в двухфазную ($\alpha+\beta$)-область. Последующую холодную пластическую деформацию осуществляли с суммарной степенью обжатия 7...40%.

В исходном состоянии структура латуни Л 63 представляла собой равноосные зерна α -твердого раствора с небольшим количеством включений избыточной фазы по границам при твердости сплава НВ 1200 ± 30 Н/мм². После закалки от 450°С получили однофазную структуру, характеризующуюся разносторонностью, обусловленной формированием по границам исходных зерен α -фазы зоны очень мелких зерен этой фазы, занимающих до 35...38 % площади шлифа. Твердость сплава при этом несколько снизилась (НВ 1180 ± 20 Н/мм²). Закалка из двухфазной ($\alpha+\beta$)-области обеспечила получение минимальной твердости - НВ 990 ± 10 Н/мм². При этом получили структуру, состоящую из "остатков" исходной α -фазы и участков двухфазной структуры (до 50% от площади просмотра), состоящих из кристаллов метастабильной β -фазы с дисперсными выделениями α -фазы внутри таких участков. Закалка из однофазной β -области обеспечила получение однородной структуры мартенситного типа, что вызвало по-

* Руководитель – д.т.н., профессор кафедры ФМ Горбатенко В. П.

вышение твердости латуни до $HV\ 1320\pm 20\text{ Н/мм}^2$. Полученные микроструктуры представлены на рисунке.

Установлено, что характер и степень упрочнения латуни в результате холодной пластической деформации зависит от ее исходной структуры. Так, прирост твердости при максимальной степени деформации (35...40%) в случае прокатки сплава, не подвергавшегося предварительной закалке, составил 430 Н/мм^2 , а для предварительно закаленного состояния, по мере повышения температуры под закалку – 790, 710 и 690 Н/мм^2 .



а – исходная структура, $\times 1000$; б – закалка от $450-470^\circ\text{C}$, $\times 500$;
в – закалка от $700-720^\circ\text{C}$, $\times 500$; г – закалка от $820-840^\circ\text{C}$, $\times 500$;

Рисунок – Микроструктуры исследуемых образцов

При этом на кривых изменения твердости и прироста твердости в зависимости от степени деформации (ϵ) можно выделить 2 участка с разной степенью упрочнения: I – при ϵ до 14...18% и II – при более высоких ϵ . При этом максимальные различия в коэффициентах упрочнения (K , $\text{Н/мм}^2/1\%$ деформации) фиксировали в случае прокатки сплава, не подвергавшегося закалке: $K_I=5,4$; $K_{II}=18,8$, а минимальные – в случае деформации сплава с мартенситной структурой (соответственно, $K_I=17,2$; $K_{II}=18,3$). Эти коэффициенты в случае закалки из однофазной α – области составили - $K_I=27,1$; $K_{II}=24,2$, а после закалки из двухфазной ($\alpha+\beta$)-области – соответственно 31,8 и $19,2\text{ Н/мм}^2/1\%$.

Таким образом, наибольшие различия в коэффициентах упрочнения имеют место на начальных стадиях деформации. При степенях деформации, превышающих 14...18%, различия в коэффициентах упрочнения в случае разного исходного состояния оказываются относительно небольшими.