



УДК 621.78:669.15

DOI 10.17073/0368-0797-2025-1-44-50



Оригинальная статья

Original article

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА СПЛАВА 56ДГНХ

М. Ю. Беломятцев¹, М. А. Михайлов², Д. А. Козлов¹,
А. М. Михайлов², И. И. Каравацкий¹

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)

² ООО Научно-технический центр «Технологии Специальной Металлургии» (Россия, 108820, Москва, п. Мосрентген, Институтский проезд, 2, офис 181)

✉ myubelom@yandex.ru

Аннотация. Сплавы системы Cu–Ni–Mn находят применение во многих областях и для некоторых из них (часовое производство, стоматология, точная механика) должны обладать высокой твердостью. Состояние с высокой твердостью достигается двухстадийной термической обработкой – закалкой и последующим старением. Для получения хорошего комплекса эксплуатационных характеристик распад твердого раствора должен идти по механизму непрерывного распада, что можно регулировать дополнительным легированием (например, хромом) и параметрами режима старения. В работе изучено влияние режимов закалки и старения на микротвердость сплава 56ДГНХ. Показано, что закалка от температур 700 – 750 °С обеспечивает большие значения микротвердости, чем закалка от 800 °С. Варьированием температуры и длительности старения найдено, что максимум микротвердости наблюдается при температурах старения 475 – 500 °С. Металлографический анализ показывает, что при этом происходит распад пересыщенного твердого раствора Mn, Ni и Cr в меди на менее пересыщенный твердый раствор и выделение частиц интерметаллида MnNi идет по механизму непрерывного распада. Изменение микротвердости сплава 56ДГНХ в зависимости от времени старения многостадийно. Ее рост при небольших выдержках сменяется последующим снижением при увеличении выдержки с отчетливо выраженным максимумом либо «плато» между этими двумя частями графика. Такой характер зависимости наблюдается при всех температурах старения. Рентгеноструктурный фазовый анализ показывает, что в процессе старения происходит уменьшение концентрации твердого раствора и образование частиц MnNi, период кристаллической решетки которых отличается от периода твердого раствора на 50 пм. Наблюдаемые закономерности изменения микротвердости в процессе старения объяснены с позиций общей теории распада пересыщенных твердых растворов. Максимум прироста микротвердости (до HV 0,5 = 45 кгс/мм² против HV 0,5 = 130 – 160 кгс/мм² в закаленном состоянии) достигается при когерентной или полуккогерентной границе раздела частиц MnNi и твердого раствора на основе никеля. Это наблюдается после закалки от 750 °С и старения при 475 °С в течение 10 ч.

Ключевые слова: сплавы меди, термическая обработка, закалка, старение, микротвердость, структура, рентгеновский фазовый анализ, распад твердых растворов

Для цитирования: Беломятцев М.Ю., Михайлов М.А., Козлов Д.А., Михайлов А.М., Каравацкий И.И. Исследование влияния режимов термической обработки на свойства сплава 56ДГНХ. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2025;68(1):44–50.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-44-50>

INFLUENCE OF HEAT TREATMENT MODES ON THE PROPERTIES OF 56DGNKh (Cu20Ni20Mn2Cr) ALLOY

M. Yu. Belomytsev¹, M. A. Mikhailov², D. A. Kozlov¹,
A. M. Mikhailov², I. I. Karavatskii¹

¹ National University of Science and Technology “MISIS” (4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation)

² LLC Scientific and Technical Centre “Technologies of Special Metallurgy” (Office 181, 2 Institutskii Drive, Mosrentgen Village, Moscow 108820, Russian Federation)

✉ myubelom@yandex.ru

Abstract. Alloys of the Cu–Ni–Mn system are used in many areas, and for some applications (watchmaking, dentistry, precision mechanics) they must have high hardness. A state of high hardness can be achieved by two-stage heat treatment – quenching and subsequent aging. To obtain a good set of performance characteristics, decomposition of the solid solution must proceed through a continuous mechanism, which can be regulated

by additional alloying (for example, chromium) and aging parameters. In this work, we studied the influence of quenching and aging modes on microhardness of 56DGNKh (Cu₂₀Ni₂₀Mn₂Cr) alloy. It was shown that quenching from temperatures of 700 – 750 °C provides higher microhardness values than quenching from 800 °C. By varying the temperature and duration of aging, it was found that the maximum microhardness is observed at aging temperatures of 475 – 500 °C. Metallographic analysis shows that in this case, the supersaturated solid solution of Mn, Ni and Cr in copper decomposes into a less supersaturated solid solution and the precipitation of MnNi intermetallic particles occurs according to a continuous mechanism. The change in microhardness of 56DGNKh alloy depending on the aging time is multi-stage: its increase at short exposures is replaced by a subsequent decrease at increasing exposure with a clearly defined maximum or “plateau” between these two parts of the graph, and this type of dependence is observed at all aging temperatures. X-ray diffraction phase analysis shows that during the aging process, concentration of the solid solution decreases and MnNi particles are formed, the crystal lattice period of which differs from the period of the solid solution by 50 pm. The observed patterns of changes in hardness during the aging process are explained from the standpoint of the general theory of decomposition of supersaturated solid solutions. The maximum increase in microhardness (up to 450 kgf/mm² versus 130 – 160 kgf/mm² in the state after quenching) is achieved at a coherent or semi-coherent interface between MnNi particles and a Ni-based solid solution. This is observed after quenching from 750 °C and aging at 475 °C for 10 h.

Keywords: copper alloy, heat treatment, quenching, aging, microhardness, structure, X-ray phase analysis, decomposition of solid solution

For citation: Belomyttsev M.Yu., Mikhailov M.A., Kozlov D.A., Mikhailov A.M., Karavatskii I.I. Influence of heat treatment modes on the properties of 56DGNKh (Cu₂₀Ni₂₀Mn₂Cr) alloy. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(1):44–50. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-1-44-50>

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы тройной системы Cu–Ni–Mn находят применение в часовом производстве при изготовлении высокоточных малоразмерных деталей, используются в качестве высокотемпературных припоев для спайки деталей, имеющих большой температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР), например, со стеклами; применяются в качестве стоматологических материалов для коронок и мостов благодаря близости ТКЛР к таковому у тканей зубов. Для применения в некоторых из этих областей они должны обладать достаточно высокой твердостью [1].

Несмотря на наличие результатов исследований тройной системы Cu–Ni–Mn, часть сплавов этой системы достаточно мало изучена. В настоящий момент они являются перспективными для применения в областях точной механики, электроники и медицины благодаря хорошей коррозионной стойкости, стабильности ТКЛР, достаточной упругости и ценным эстетическим качествам.

Целью данной работы является исследование влияния различных режимов термообработки на механические свойства сплава 56ДГНХ.

Сплавы системы Cu–Ni–Mn могут существовать в двух состояниях – метастабильном и стабильном [2; 3]. После быстрого охлаждения от температур не выше 910 °C они имеют структуру пересыщенного твердого раствора никеля и марганца в меди и являются метастабильными. Нагрев метастабильного состояния позволяет получать стабильную двухфазную структуру, состоящую из твердого раствора никеля и марганца в решетке меди и θ -фазы, представляющей собой гомогенный упорядоченный твердый раствор, который может быть выражен обобщенной формулой MnNi [4; 5].

На рис. 1 изображен участок изотермического разреза диаграммы состояния тройной системы Cu–Ni–Mn при 450 °C. Линия равенства массовых долей никеля и марганца является одновременно линией

минимальной растворимости меди в соединении MnNi. В сплавах составов, лежащих на этой линии, количество θ -фазы максимально. Исходя из этого в качестве технически перспективных используют сплавы с равными содержаниями никеля и марганца, в частности, 60 % Cu – 20 % Ni – 20 % Mn [6; 7].

Важным фактором, влияющим на конструктивную прочность сплава 56ДГНХ (т. е. благоприятное сочетание характеристик прочности, пластичности, твердости), является структура θ -фазы, которая в зависимости от температуры, при которой она появляется, может образовываться либо по механизму прерывистого распада, либо по механизму непрерывного распада пересыщенного твердого раствора [8]. Непрерывный распад создает мелкодисперсную структуру, однородно распределенную по телу исходного зерна меди, в то время как прерывистый распад способствует нарастанию областей с выделившейся θ -фазой от границ зерен, что снижает механические характеристики сплава 56ДГНХ [9 – 12].

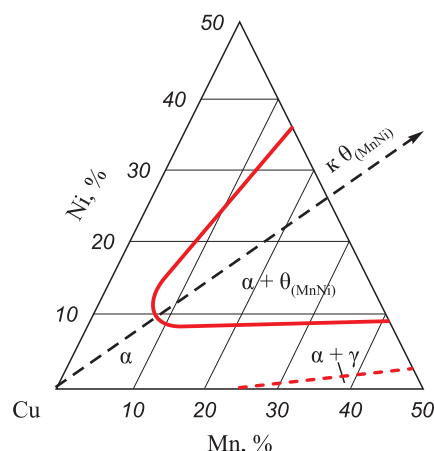


Рис. 1. Изотермический разрез диаграммы состояния системы Cu – Ni – Mn при 450 °C [7]

Fig. 1. Isothermal section of phase diagram of the Cu – Ni – Mn system at 450 °C [7]

Все процессы, основанные на явлении диффузионного распада твердого раствора, определяются скоростью этого фазового превращения. «Правильное» легирование позволяет ускорять эти процессы, не ухудшая структурных характеристик выделяющихся частиц. Добавочное легирование системы Cu–Ni–Mn хромом в количестве 1,8–2,2 мас. %, как показывают данные калориметрических исследований [13], позволяет достичь наибольшей скорости начала распада пересыщенного твердого раствора и способствует проявлению механизма непрерывного распада. В процессе непрерывного распада уже на начальной стадии процесса в теле зерна образуется большое количество частиц MnNi размером свыше 5 нм, которые способны эффективно блокировать рост областей прерывистого распада от границ зерен [14; 15]. Необходимо также отметить, что вне зависимости от типа происходящего распада, равновесное состояние не достигается полностью даже длительными, более 100 ч, выдержками при старении [13; 16].

Целью данной работы является определение параметров процесса старения сплава 56ДГНХ для получения максимальной твердости в условиях протекания непрерывного распада твердого раствора данного сплава.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В работе исследовались образцы сплава 56ДГНХ, его химический состав представлен в таблице. Сплав получали индукционной плавкой в защитной атмосфере. Гомогенизационным отжигам материал не подвергали. Прутки диаметром ~40 мм получали горячей ковкой слитка.

Образцы для исследований имели размеры приблизительно 5×5×7 мм. Их термическая обработка была двухстадийной и состояла из закалки и старения, ее проводили в вакууме в откачиваемой кварцевой ампуле. Закалку осуществляли от температур 700–800 °С с выдержкой в течение 30 мин в вакууме ~10⁻² мм рт. ст. Охлаждение образцов заключалось в том, что ампула с ними вынималась из печи и далее охлаждалась без напуска воздуха. При такой методике образцы остывали от температуры нагрева до температуры ~150 °С за 2,5 мин. Дальнейшее охлаждение проводили на воздухе. Эффект закалки на однородный твердый раствор при данной технологии подтверждался низкой твердостью образцов и структурой, соответствующей твердому раствору в виде примерно равноосных зерен размерами 25–45 мкм с некоторым количеством двойников отжига, а также результатами рентгенофа-

зового анализа. Распад полученного метастабильного пересыщенного состояния осуществляли с помощью термической операции старения. Старение проводили в муфельной печи на воздухе в течение 2, 7, 10, 12 и 25 ч и температурах от 375 до 525 °С. Охлаждение после старения – на воздухе. Для каждого режима старения исследовали три образца.

Измерение микротвердости и анализ микроструктуры металлографическим методом осуществляли на сечениях, отстоящих от поверхности образцов не менее, чем на 1 мм. Травление шлифов, полученных с применением стандартных методик подготовки поверхностей, проводили реактивом «царская водка» [17] в течение 30–60 с. Микротвердость HV в кгс/мм² измеряли на приборе ПМТ-3 по методу Виккерса при нагрузке 500 г. Колебания значений микротвердости от образца к образцу (до 90 HV), связанные с ликвационной неоднородностью, значительно превосходили ошибку измерения микротвердости на отдельно взятом образце (максимум 11 HV). Поэтому далее на графиках приводятся средние значения микротвердости, полученные для каждого образца, без указания разброса результатов измерений.

Фазовый состав сплава исследовали методом рентгеновского фазового анализа на дифрактометре ДРОН-3М в CoK_α-излучении.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Микротвердость образцов сплава 56ДГНХ после закалки невысока и составляет HV 0,5 = 100–130 кгс/мм². В структуре при этом отсутствуют какие-либо включения второй фазы (рис. 2, а).

В процессе старения изменение микротвердости многостадийно: ее рост при небольших выдержках сменяется последующим снижением при увеличении выдержки с отчетливо выраженным максимумом либо «плато» между этими двумя частями графика.

На рис. 3 приведены данные о величине микротвердости после различных режимов термообработки.

Анализ представленных зависимостей показывает следующее.

Максимальная микротвердость сплава 56ДГНХ, достигнутая в результате старения, составляет HV 0,5 = 456 кгс/мм², что выше исходной в 3,5–4,5 раза.

При температурах закалки 700–750 °С микротвердость сплава, достигаемая после старения, максимальна. Повышение температуры закалки до 800 °С приводит к снижению максимальной микротвердости (рис. 3, а), поэтому оптимальной температурой закалки следует считать 750 °С.

Максимум микротвердости наблюдается при температурах старения 475–500 °С (для длительности старения от 7 до 12 ч). Именно этот интервал температур и времени должен использоваться для проведения старения.

Химический состав сплава 56ДГНХ, мас. %

Chemical composition of 56DGNGh alloy, wt. %

Cu	Ni	Mn	Cr
55–57	20–22	20–22	1,8–2,2

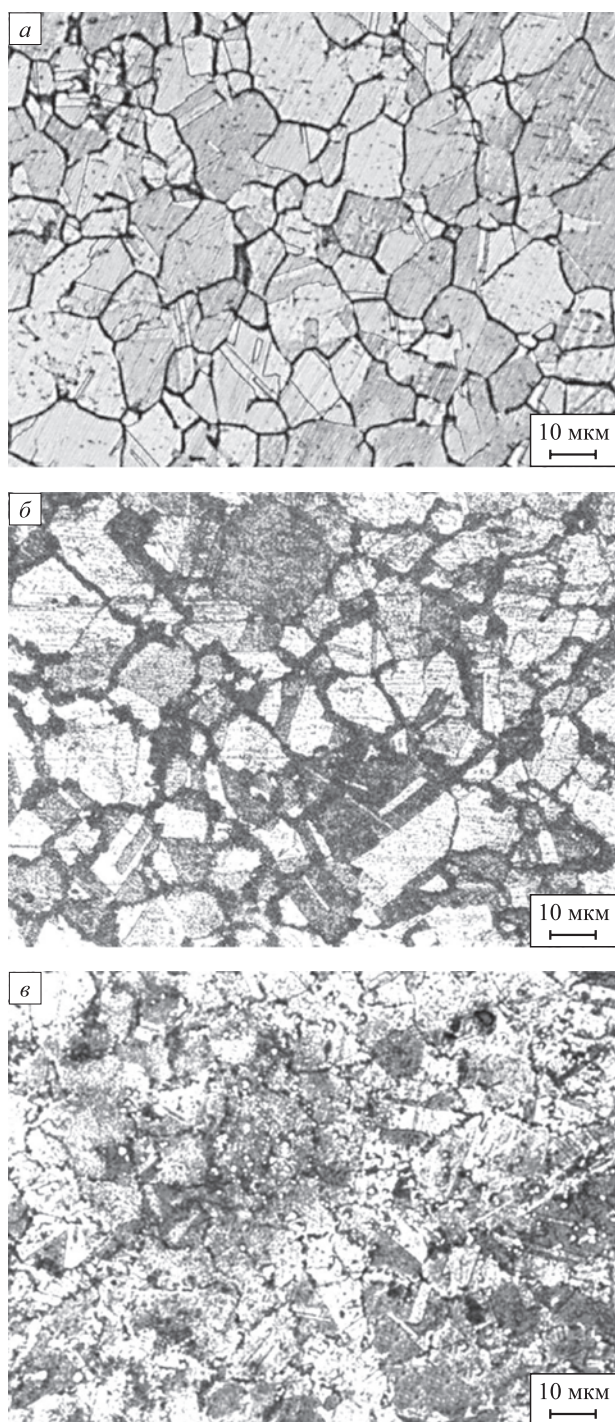


Рис. 2. Микроструктура сплава 56ДГНХ в состоянии после закалки (а), старения по механизму прерывистого распада при 525 °С в течение 2 ч (б) и старения по механизму непрерывного распада при 475 °С в течение 10 ч (в)

Fig. 2. Microstructure of 56DGNKh alloy after quenching (a), aging by intermittent decomposition at 525 °C for 2 h (b) and aging by continuous decomposition at 475 °C for 10 h (c)

При изменении времени старения характер изменения микротвердости одинаков для всех температур старения, но уровень достигаемого упрочнения различен. Однотипность зависимостей состоит в том, что до некоторого момента времени микротвердость растет со

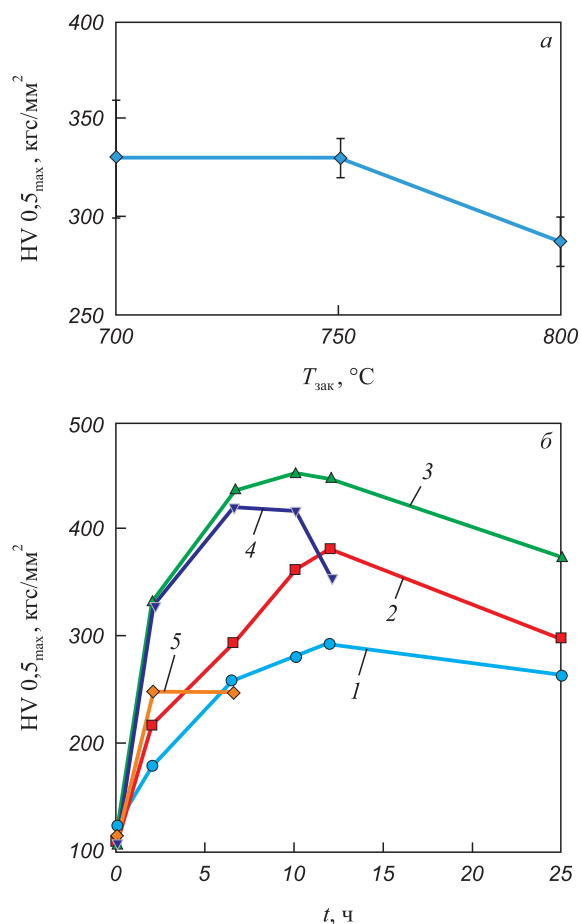


Рис. 3. Зависимость микротвердости сплава 56ДГНХ от температуры закалки (а) и продолжительности старения при температуре старения, °С: 1 – 475; 2 – 425; 3 – 475; 4 – 500; 5 – 525, закалка от 750 °С (б)

Fig. 3. Dependence of microhardness of 56DGNKh alloy on the quenching temperature (a) and aging duration at temperatures °C: 1 – 475; 2 – 425; 3 – 475; 4 – 500; 5 – 525, quenching from 750 °C (b)

временем старения, а при более длительных выдержках начинается ее снижение, причем интенсивность снижения тем больше, чем выше температура старения. Время старения, после которого начинается снижение микротвердости, уменьшается с ростом температуры старения (рис. 3, б). Оптимальным режимом, позволяющим получать максимальный прирост микротвердости на сплаве 56ДГНХ в результате операции старения, следует считать нагрев до температуры 475 °С с выдержкой 10 ч. Микротвердость сплава 56ДГНХ при этом повышается до $HV 0,5 = 450$ кгс/мм².

Фазовый и структурный анализ сплава 56ДГНХ в различных состояниях показал следующее. В состоянии после закалки на рентгенограммах присутствуют только линии твердого раствора на основе меди с ГЦК решеткой. На дифракционных отражениях даже с большими индексами (например, (220)) эффекты от наличия изоморфных матрице областей с близким параметром решетки не наблюдаются (рис. 4, а). Этим доказываются

однородность закаленного твердого раствора. Для этого состояния твердого раствора отмечено незначительное смещение линий от табличных значений, характерных для чистой меди, что вызвано искажениями решетки, обусловленными большой концентрацией никеля и марганца в твердом растворе.

Сутью старения является процесс образования частиц соединения MnNi , в результате чего концентрация легирующих элементов (Mn , Ni , Cr) в твердом растворе понижается. Ранние стадии этого процесса не обнаруживаются рентгеноструктурным анализом, поскольку количество выделяющейся упрочняющей фазы еще мало, а периоды кристаллических решеток твердого раствора на основе меди и соединения MnNi близки. Однако этот процесс можно зафиксировать металлографически, поскольку если это фазовое превращение идет по механизму прерывистого распада, то по границам исходных зерен α -твердого раствора, существующих в сплаве после закалки, начинают образовываться темные каемки второй фазы (MnNi , рис. 2, б). При достаточно большом количестве образовавшейся фазы MnNi на ее появление указывает изменение формы дифракционных линий [18] на рентгенограммах (рис. 4, б, в).

Отсутствие этого эффекта для первых линий с малыми индексами объясняется близостью периодов решеток тетрагональной θ -фазы и меди. Наблюдаемое смещение основной линии (220) от угла $2\theta = 87,5^\circ$ (рис. 4, а) в сторону больших углов (почти до угла $2\theta = 90^\circ$, рис. 4, б) свидетельствует о приближении периода решетки твердого раствора к значениям, характерным для равновесных периодов решетки чистой меди (табличное $2\theta = 88^\circ 54'$).

В соответствии с общей теорией распада пересыщенных твердых растворов двухстадийный характер изменения твердости от времени старения объясняется особенностями структурно-кристаллического строения сплава [10; 19; 20], а именно:

- на стадии роста твердости количество выделяющейся фазы MnNi мало, но их связь с матрицей когерентна и твердость растет по мере увеличения количества фазы MnNi со временем старения;
- по мере увеличения количества частиц они начинают терять когерентность с матрицей, но их растущее количество позволяет добиваться максимального упрочнения;
- в процессе последующего роста размеров частиц во времени и потери когерентности их с матрицей эффективность упрочнения от них снижается из-за увеличения расстояния между частицами, несмотря на продолжающийся рост их объемной доли.

С изменением температуры старения описанная последовательность явлений носит «волнообразный» характер: при высоких температурах частицы растут быстро и быстро теряют когерентность с матрицей. Максимум твердости достигается очень скоро,

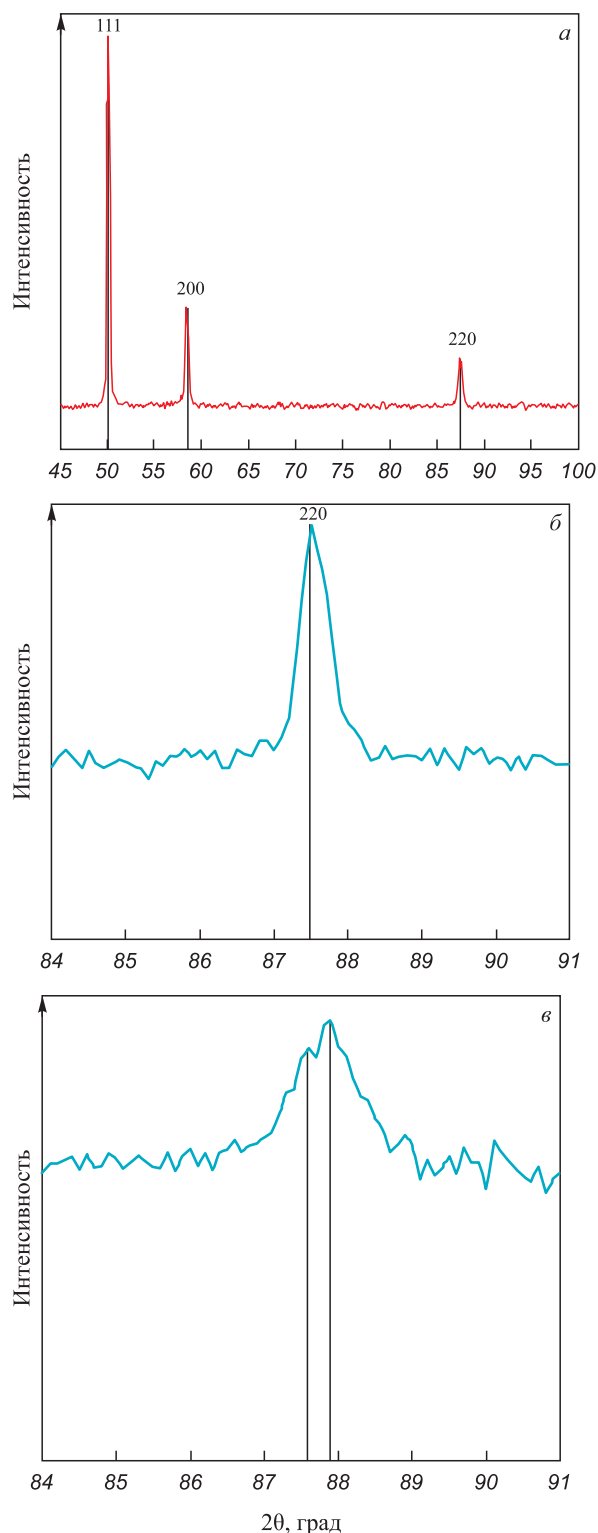


Рис. 4. Рентгенограмма сплава 56ДГНХ после закалки с 800°C в течение 30 мин (а); третий дифракционный максимум рентгенограммы сплава 56ДГНХ после закалки от 800°C с выдержкой в течение 30 мин, соответствующий линии (220) решетки меди (б); та же линия для сплава после закалки и старения при 475°C в течение 25 ч (в)

Fig. 4. X-ray diffraction pattern of 56DGNKh alloy after quenching from 800°C for 30 min (a); the third diffraction maximum of this pattern, corresponding to the $\langle 220 \rangle$ line of the copper lattice (b) and the same line for the alloy after quenching and aging at 475°C for 25 h (v)

но общий уровень упрочнения не самый высокий. При низких температурах старения процессы выделения частиц идут медленно и количество частиц MnNi нарастает тоже медленно. Также медленно происходит и потеря когерентности – максимум твердости смещается к большим временам, а общее упрочнение стремится к максимальным значениям. С учетом проведенного анализа оптимальными являются режимы старения, обеспечивающие возможно более долгое сосуществование когерентных друг другу объемов твердого α -раствора на основе меди и выделяющихся упрочняющих частиц MnNi-фазы. Это достигается при температурах старения 475 – 500 °C.

Выводы

В закаленном состоянии микротвердость образцов 56ДГНХ составляет от 100 до 130 кгс/мм² и характерна для микротвердости однородного раствора на основе меди.

С ростом температуры старения сплава 56ДГНХ от 375 до 475 °C наблюдается монотонный рост микротвердости от HV 0,5 = 156 – 190 кгс/мм² до HV 0,5 = 440 – 456 кгс/мм², при этом чем выше температура, тем быстрее микротвердость достигает максимального значения, однако предельный уровень этой величины разный при различных температурах старения.

При температурах от 500 до 525 °C имеет место резкий спад максимальной полученной микротвердости до HV 0,5 = 250 – 290 кгс/мм² – происходит перестаривание сплавов. Зависимость микротвердости от времени старения в виде кривой с максимумом характерна для всех температур нагрева под закалку и всех температур старения.

Оптимальной для данного сплава следует считать двухстадийную термическую обработку, состоящую из закалки с нагревом до температуры 750 °C, выдержки 30 мин, охлаждения со скоростью не ниже 300 °C/мин и старения в виде повторного нагрева на температуру 475 °C, выдержки 10 ч и охлаждения на воздухе. Микротвердость после такой обработки достигает значений HV 0,5 = 450 кгс/мм².

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Молотиллов Б.В. Прецизионные сплавы. Москва: Металлургия; 1974:315.
2. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. Москва: МИСИС; 1999:416.
3. Пастухова Ж.П., Рахштадт А.Г. Пружинные сплавы меди. Москва: Металлургия; 1979:336.

4. Shapiro S., Tyler O.K., Laham R. Phenomenology of precipitation in copper-20 pct nickel-20 pct manganese. *Metallurgical Transactions*. 1974;5(11):2457–2469.
<http://doi.org/10.1007/BF02644029>
5. Miki M., Hori S. Thermodynamics of Ni – Mn solid solution lattice. *Journal of Japan Institute of Metals*. 1982;46(3): 301–306.
6. Осинцев О.Е., Федоров В.Н. Медь и медные сплавы. Москва: Машиностроение; 2004:420.
7. Баженов В.Е. Фазовая диаграмма системы Cu – Ni – Mn. *Цветная металлургия*. 2013;(1):49–55.
Bazhenov V.E. Phase diagram of the Cu – Ni – Mn system. *Tsvetnaya metallurgiya*. 2013;(1):49–55. (In Russ.).
8. Rolland J., Whitwham D. Discontinuous precipitation kinetics in Cu – Ni – Mn alloys. *Comptes Rendus de l'Académie des Sciences*. 1970;269:1265–1268.
9. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. Москва: Металлургия; 1986:480.
10. Martin J.W. Micromechanisms in Particle-Hardened Alloys. Cambridge University Press; 1980:84.
11. Xie W., Wang Q., Xie G., Liu D., Mi X., Gau X. Research of interaction between continuous and discontinuous precipitation in Cu-20Ni-20Mn alloy. *Rare Metal Materials and Engineering*. 2017;46(12):3799–3804.
12. Xie W.-B., Wang Q.-S., Mi X.-J., Xie G.-L., Liu D.-M., Gao X.-C., Li Y. Microstructure evolution and properties of Cu-20Ni-20Mn alloy during aging process. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2015;25(10): 3247–3251.
[https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(15\)63960-7](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(15)63960-7)
13. Радьков А.И., Третьякова С.М., Потапов А.А. Влияние хрома на прочностные свойства сплава 56ДГНХ. В кн.: *Тепловые и упругие свойства прецизионных сплавов. Тематический сборник научных трудов*. Москва: Металлургия; 1986:82–86. (In Russ.).
14. Суховаров В.Ф. Прерывистое выделение фаз в сплавах. Новосибирск: Наука; 1983:312.
15. Xie W.-B., Wang Q.-S., Xie G.-L., Mi X.-J., Liu D.-M., Gao X.-C. Kinetics of discontinuous precipitation in Cu-20Ni-20Mn alloy. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2016;23(3):323.
<https://doi.org/10.1007/s12613-016-1241-0>
16. Mhaede M., Altenberger I., Kuhn H.-A., Wollmann M., Wagner L. Enhancing mechanical properties of high strength Cu-20Mn-20Ni. In: *4th Int. Conf. on Laser Peening, May, 2013, Madrid, Spain*.
17. Коваленко В.С. Металлографические реактивы: Справочное издание Москва: Металлургия; 1981:120.
18. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электроннооптический анализ. Москва: Металлургия; 1970:366.
19. Штремель М.А. Прочность сплавов. Часть 2. Деформация. Москва: ИД МИСИС; 1997:527.
20. Cockinson D., Dick K. Prediction and observation of hardening mechanisms. *Theoretical Interchange Journal*. 1969;14:88.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Михаил Юрьевич Беломятцев, д.т.н., профессор кафедры металловедения и физики прочности, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

E-mail: myubelom@yandex.ru

Михаил Александрович Михайлов, главный инженер, ООО Научно-технический центр «Технологии Специальной Металлургии»

E-mail: mikhailovma@mail.ru

Дмитрий Александрович Козлов, к.т.н., старший научный сотрудник кафедры металловедения и физики прочности, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

E-mail: rostnab.kda@mail.com

Александр Михайлович Михайлов, генеральный директор, ООО Научно-технический центр «Технологии Специальной Металлургии»

E-mail: alex.alloys@gmail.com

Илья Иванович Каравацкий, студент, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

E-mail: ikaravatskiy@gmail.com

Mikhail Yu. Belomyttsev, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair “Metallography and Physics of Strength”, National University of Science and Technology “MISIS”

E-mail: myubelom@yandex.ru

Mikhail A. Mikhailov, Chief Engineer, LLC Scientific and Technical Centre “Technologies of Special Metallurgy”

E-mail: mikhailovma@mail.ru

Dmitrii A. Kozlov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Chair “Metallography and Physics of Strength”, National University of Science and Technology “MISIS”

E-mail: rostnab.kda@mail.com

Aleksandr M. Mikhailov, General Director, LLC Scientific and Technical Centre “Technologies of Special Metallurgy”

E-mail: alex.alloys@gmail.com

Il'ya I. Karavatskii, Student, National University of Science and Technology “MISIS”

E-mail: ikaravatskiy@gmail.com

Вклад авторов

Contribution of the Authors

М. Ю. Беломятцев – концепция статьи, обоснование проведения исследования, написание окончательного варианта статьи.

М. А. Михайлов – обеспечение металлургической части работы (подготовка и проведение выплавки сплава).

Д. А. Козлов – обеспечение рентгенографической части работы (съемка, расшифровка, анализ спектров).

А. М. Михайлов – обеспечение части работы, связанной с обработкой давлением, изготовлением образцов, проведением термических обработок.

И. И. Каравацкий – анализ состояния вопроса по литературным источникам, обеспечение металлографической и рентгеноструктурной части работы, написание чернового варианта статьи.

M. Yu. Belomyttsev – article conceptualization, rationale for the study, writing the final version of the article.

M. A. Mikhailov – providing the metallurgical part of the work (preparation and smelting of the alloy).

D. A. Kozlov – providing the radiographic part of the work (recording, interpretation, analysis of spectra).

A. M. Mikhailov – providing part of the work related to pressure treatment, sample manufacturing, and heat treatments.

I. I. Karavatskii – literary analysis, provision of metallographic and X-ray structural parts of the work, writing a draft version of the article.

Поступила в редакцию 19.04.2024

После доработки 14.06.2024

Принята к публикации 29.10.2024

Received 19.04.2024

Revised 14.06.2024

Accepted 29.10.2024