



The method of forecasting of the titanium alloys thermal strengthening efficiency, based on the comparison tests of the characteristics of the variable cross-section slugs is worked out.

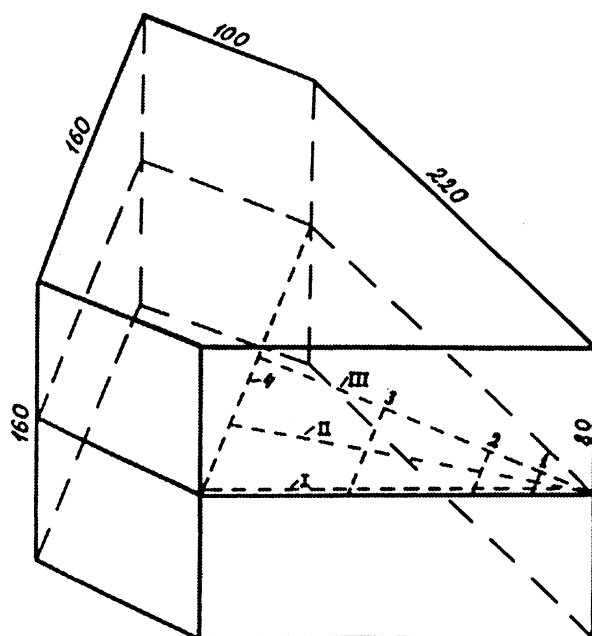
В. Н. ФЕДУЛОВ, БНТУ

УДК 621.74

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ТЕРМИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Большую роль при прогнозировании практических возможностей термического упрочнения изделий как из сталей [1, 2], так и титановых сплавов [3] играет правильный выбор способа исследования прокаливаемости. На примере изучения влияния температуры нагрева и условий охлаждения при высокотемпературной термической обработке на уровень и глубину упрочнения заготовок переменного сечения (толщиной от 20 до 160 мм) из сплава ВТ23 разработана и предложена методика определения эффективности термического упрочнения титановых сплавов, как для определения глубины закалки сталей, обладающих пониженной прокаливаемостью: метод закалки усеченных конических образцов [2], внося при этом некоторые изменения. Большинство заготовок, в том числе и из титановых сплавов, имеет форму, приближенную к параллеле-

пипеду. Исходя из этого, изменили форму заготовки с конической на треугольную в основании (рис. 1). Сохранился принцип переменного сечения и одновременно стало проще измерять твердость. Твердость сплава сравнивали в среднем сечении заготовки на расстоянии 5 мм от края, $\frac{1}{4}$ толщины и в середине. Для этого после проведения высокотемпературной термической обработки сфрезеровали половину заготовки и на оставшейся части измеряли твердость для состояния, отвечающего высокотемпературной термической обработке, и после проведения старения. Влияние температуры нагрева при проведении высокотемпературной термической обработки на способность сплава ВТ23 к упрочнению определяли нагревом при 700, 750, 800 и 850°C в течение 2 ч и охлаждением в воде. С целью оценки влияния закалочных сред на способность сплава ВТ23 к



1. ЛИНИИ ЗАМЕРА ТВЕРДОСТИ
ПО СЕЧЕНИЮ НА ГЛУБИНЕ 80 мм:

- I – 5 мм от края
- II – $\frac{1}{4}$ толщины
- III – середина

2. УСТАНОВКА ТЕРМОПАР
НА ГЛУБИНЕ 80 мм

В СЕЧЕНИЯХ:

- 25 мм – №1 (на расстоянии 12 мм от края)
- 50 мм – №2 (на расстоянии 10 мм от края)
- №3 (на расстоянии 25 мм от края)
- 100 мм – №4 (на расстоянии 10 мм от края)
- №5 (на расстоянии 25 мм от края)
- №6 (на расстоянии 50 мм от края)
- 160 мм – №7 (на расстоянии 10 мм от края)
- №8 (на расстоянии 40 мм от края)
- №9 (на расстоянии 80 мм от края)

Рис. 1. Схема общего вида заготовки переменного сечения для прогнозирования результатов термического упрочнения заготовок из сплава ВТ23

упрочнению две заготовки дополнительно нагревали при 850°C (2 ч), а затем охлаждали на спокойном воздухе или в масле. Наряду с исследованием изменений твердости и механических свойств подробно изучали процессы охлаждения заготовок при высокотемпературной термической обработке и изменение фазового состава и структуры сплава в результате проводимых манипуляций. Скорость охлаждения v определяли в интервале температур от начала интенсивного охлаждения до 450°C [4, 5].

При охлаждении с 700°C уже при толщине заготовки 50 мм наблюдали значительное различие в условиях охлаждения наружных слоев и середины: $\Delta v \approx 4,5$ °C/c (рис. 2). При увеличении толщины заготовки до 100–160 мм скорости охлаждения наружных слоев и середины изменяются по-разному, поэтому разница в скоростях охлаждения возрастает до $\Delta v \approx 5,0-5,4$ °C/c за счет падения скорости охлаждения в середине до

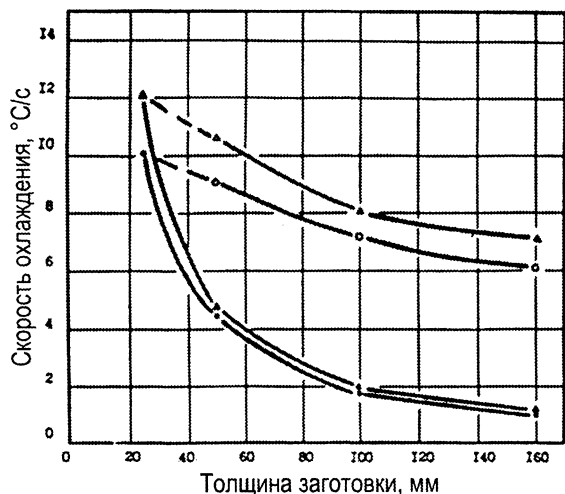


Рис. 2. Изменение скорости охлаждения наружных слоев (Δ , \circ) и середины (\blacktriangle , \bullet) заготовки в зависимости от толщины сечения при охлаждении с температуры 700°C (\circ , \bullet) и 800°C (Δ , \blacktriangle) в воде

$v \approx 1,0$ °C/c, хотя при этом снижается и скорость наружных слоев. Повышение температуры нагрева от 700 до 850°C при охлаждении в воде способствует более интенсивному охлаждению наружных слоев заготовки, что ведет к увеличению разницы в скоростях охлаждения наружных слоев и середины, например, при толщине 160 мм до $\Delta v \approx 6,4$ °C/c. При охлаждении с 850°C в масле интенсивность охлаждения наружных слоев заготовки снижается в 2–3 раза, а средних – в 1,3–1,5 раза по сравнению с охлаждением в воде. Так, например, при толщине заготовки

160 мм на расстоянии 10 мм от поверхности $v \approx 2,15$ °C/c, в середине $v \approx 0,95$ °C/c, а $\Delta v \approx 1,2$ °C/c. При охлаждении с 850°C на воздухе скорость по сечению заготовки изменяется менее значительно: при толщине 160 мм на расстоянии 10 мм от поверхности $v \approx 0,32$ °C/c, а $\Delta v \approx 0,10$ °C/c (рис. 3, 4).

Таким образом, в процессе закалки крупногабаритных заготовок из сплава ВТ23 с 850°C в воде при толщине 50 мм и более наблюдается значительная неравномерность охлаждения по сечению. Понижение температуры нагрева под закалку до 700°C или уменьшение охлаждающей способности закалочной среды (масло или воздух) способствует уменьшению этой неравномерности, что обеспечивает более равномерное протекание фазовых превращений в сплаве ВТ23. При закалке круп-

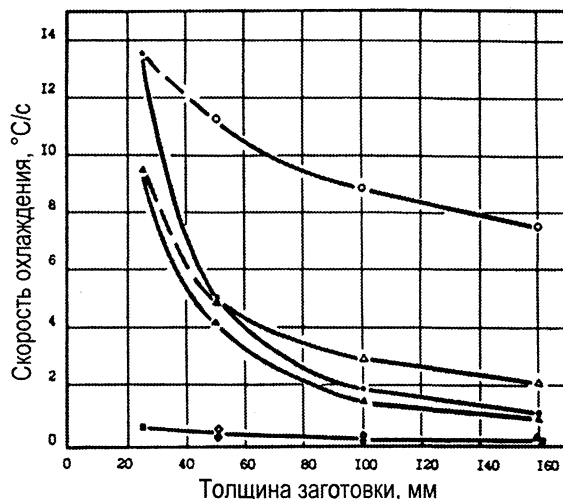


Рис. 3. Изменение скорости охлаждения наружных слоев (\circ , Δ , \diamond) и середины (\bullet , \blacktriangle , \blacklozenge) заготовки в зависимости от толщины сечения при охлаждении с температуры 850°C в воде (\circ , \bullet), масле (Δ , \blacktriangle) и на воздухе (\diamond , \blacklozenge)

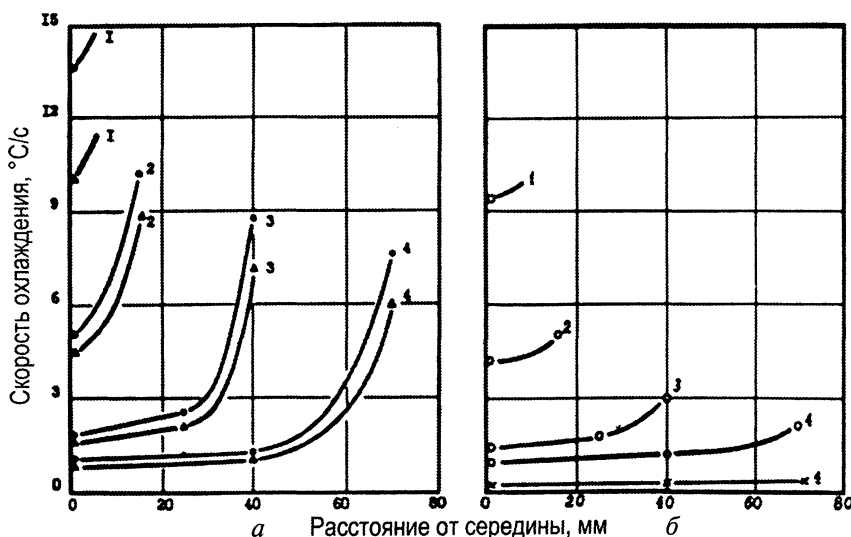


Рис. 4. Изменение скорости охлаждения в сечениях различной толщины 25 (1), 50 (2), 100 (3) и 160 (4) мм при охлаждении заготовок в различных средах: а – 700°C (\blacktriangle) и 850°C (\bullet), охлаждение в воде; б – 850°C, охлаждение в масле (\circ) и на воздухе (\times)

ногабаритных заготовок сечением от 25 до 160 мм с 850°C в структуре сплава ВТ23 в зависимости от скорости охлаждения по-разному протекают процессы превращения высокотемпературной β -фазы [6, 7]. Скорости охлаждения $v > 13,5^\circ\text{C}/\text{с}$ позволяют реализовать бездиффузионный механизм $\beta \rightarrow \alpha''$ -превращения (твердость сплава ВТ23 после охлаждения $\text{HRC}_3 = 30,5\text{--}31,0$). При понижении скорости охлаждения с 13,5 до $3,0^\circ\text{C}/\text{с}$ происходит распад высокотемпературной β -фазы по промежуточному механизму. Структура сплава ВТ23 в данном случае после охлаждения состоит из α'' -, α (первичной)-, α (вторичной)- и β -фаз. Чем ближе скорость охлаждения к значению $v \approx 3,0^\circ\text{C}/\text{с}$, тем меньше в структуре сплава ВТ23 сохраняется α'' -фазы и тем больше образуется вторичной α -фазы, за счет чего сильно увеличивается твердость сплава после охлаждения ($\text{HRC}_3 = 45$). При охлаждении со скоростями $v \approx 3,0^\circ\text{C}/\text{с}$ α'' -фаза в структуре сплава ВТ23 после охлаждения не сохраняется. Окончательными продуктами распада высокотемпературной β -фазы являются вторичная α -фаза и метастабильная β -фаза. Однако форма частиц вторичной α -фазы, полученной в структуре сплава при охлаждении со скоростью $v \approx 0,35\text{--}3,0^\circ\text{C}/\text{с}$, и высокая твердость сплава ($\text{HRC}_3 = 37\text{--}45$) позволили предположить, что в данном случае вторичная α -фаза образовалась по схеме: $\beta \rightarrow \beta_{\text{обог}} + \beta_{\text{обед}} \rightarrow \beta_{\text{нсп}} + \alpha''_{\text{обед}} \rightarrow \beta + \alpha_{\text{вт}}$. И лишь при скорости охлаждения $v < 0,35^\circ\text{C}/\text{с}$, видимо, начинает доминировать диффузионный механизм распада высокотемпературной β -фазы ($\text{HRC}_3 < 36$).

После закалки с температуры 700–800°C в воде структура сплава ВТ23 в любом сечении заготовок состояла только из α - и β -фаз ($\text{HRC}_3 = 34\text{--}35$), а разница в скорости охлаждения влияла лишь на количество и метастабильность $\beta_{\text{м}}$ -фазы и эффект упрочнения после старения.

По сечению крупногабаритных заготовок толщиной 160 мм после охлаждения с температуры 850°C в воде из-за неравномерности охлаждения наблюдали значительную неоднородность структуры и фазового состава сплава ВТ23: на расстоянии 10 мм от поверхности ($v \approx 7,5^\circ\text{C}/\text{с}$) структура состояла из α'' -фазы (около 35%), $\beta_{\text{м}}$ -фазы (около 20%) и α -фазы (твердость сплава $\text{HRC}_3 = 34$), а в середине ($v \approx 1,1^\circ\text{C}/\text{с}$) – только из $\beta_{\text{м}}$ -фазы (около 40%) и α -фазы (твердость сплава $\text{HRC}_3 = 39\text{--}40$). При снижении температуры нагрева до 800°C после охлаждения в воде структура сплава в наружных слоях ($v \approx 7,05^\circ\text{C}/\text{с}$) заготовки толщиной 160 мм состояла из $\beta_{\text{м}}$ -фазы (около 58%) и α -фазы (твердость сплава $\text{HRC}_3 = 34,5$), а в середине ($v \approx 1,05^\circ\text{C}/\text{с}$) обнаружено около 45% $\beta_{\text{м}}$ -фазы (твердость сплава $\text{HRC}_3 = 35$); после охлаждения с температуры 700°C в воде в наружных слоях ($v \approx 6,0^\circ\text{C}/\text{с}$) было около 45% $\beta_{\text{м}}$ -фазы (твердость сплава $\text{HRC}_3 = 34,5\text{--}35$), а в середине ($v \approx 1,03^\circ\text{C}/\text{с}$) – около 40% $\beta_{\text{м}}$ -фазы (твердость сплава $\text{HRC}_3 = 35$).

После охлаждения с 850°C в масле у заготовки толщиной 160 мм лишь в приповерхностном слое в структуре сплава ВТ23 была обнаружена α'' -фаза, а на расстоянии 10 мм от поверхности ($v \approx 2,15^\circ\text{C}/\text{с}$) структура состояла из $\beta_{\text{м}}$ -фазы (около 45%) и α -фазы (твердость сплава $\text{HRC}_3 = 43$), в середине заготовки ($v \approx 0,95^\circ\text{C}/\text{с}$) количество $\beta_{\text{м}}$ -фазы составляло 35–37% ($\text{HRC}_3 = 39$). При охлаждении с 850°C на воздухе в заготовке толщиной 160 мм формируется достаточно однородная структура сплава ВТ23: в наружных слоях ($v \approx 0,32^\circ\text{C}/\text{с}$) обнаружено около 40% $\beta_{\text{м}}$ -фазы ($\text{HRC}_3 = 36$), а в середине ($v \approx 0,22^\circ\text{C}/\text{с}$) – около 35% ($\text{HRC}_3 = 36$).

При упрочнении крупногабаритных заготовок из сплава ВТ23 влияние на разброс твердости по сечению оказывает не только различие в скоростях охлаждения разных зон при высокотемпературной обработке, но и фактические значения скоростей охлаждения этих зон. Если скорость охлаждения с 750–850°C по сечению заготовки будет изменяться от 3 до $9^\circ\text{C}/\text{с}$, то разница по твердости сплава ВТ23 после старения, например при 450°C (8 ч), не будет превышать $\Delta\text{HRC}_3 = 2$. Но стоит лишь в середине заготовки скорости охлаждения снизиться до значения $v = 2^\circ\text{C}/\text{с}$, а у наружных слоев будет $v = 3^\circ\text{C}/\text{с}$, как эта разница возрастает вплоть до $\Delta\text{HRC}_3 = 3,5$ (рис. 5).

Следовательно (рис. 6), при закалке по известным способам (охлаждение в воде или масле) для обеспечения высокой прокаливаемости необходимо обеспечить скорость охлаждения $v = 3^\circ\text{C}/\text{с}$ во всех зонах крупногабаритных заготовок из сплава ВТ23. При охлаждении в воде и масле такие условия охлаждения выполняются только при толщине заготовки не более 60–80 мм. Снижение перепада в скоростях охлаждения в области $v = 3^\circ\text{C}/\text{с}$ с целью уменьшения разброса твердости можно обеспечить лишь, например, при охлаждении крупногабаритных заготовок из сплава ВТ23 на воздухе, а достичь однородности структуры и фазового состава крупногабаритных заготовок из сплава ВТ23 при закалке в воде можно только при снижении температуры нагрева до 700°C. В обоих случаях выигрыш в снижении разброса по твердости сплава ведет к значительному проигрышу в его прочности [8, 9].

Исследования способности к термическому упрочнению титановых сплавов по значениям твердости следует проводить, используя заготовку переменного в основании сечения толщиной от 20 до 160 мм, при вполне конкретном режиме термической обработки: нагрев до температуры на 120°C ниже температуры полиморфного превращения, выдержка 120 мин, охлаждения в воде (ванна объемом 2 м³, обмен воды – два объема в час, исходная температура воды +15°C), старение при температуре на 470°C ниже температуры полиморфного превращения в течение 8 ч. Основное

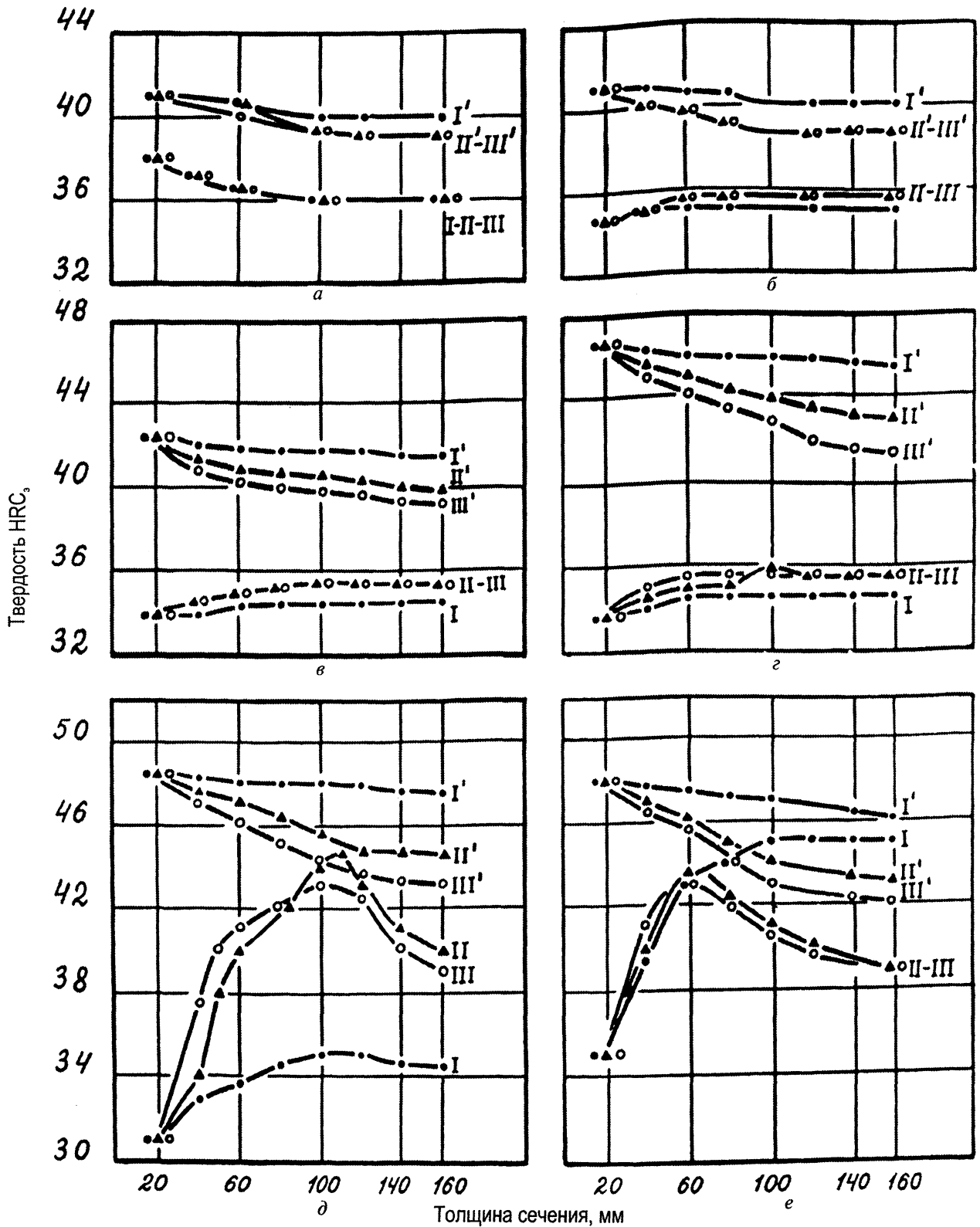


Рис. 5. Изменение твердости сплава ВТ23 по сечению заготовки (* — 5 мм от края; ▲ — 1/4 толщины сечения; ° — середина сечения) после охлаждения (I, II, III) с температуры 850°C на воздухе (а), 700 (б), 750 (в), 800 (г), 850°C (д) в воде и 850°C в масле (е), то же после дополнительного старения при температуре 450°C в течение 8 ч (I', II', III')

предназначение этой методики — прогнозирование и сравнение возможностей термического упрочнения титановых сплавов, как это было показано на примере (α+β)-титанового сплава ВТ23. Одновременно установлены возможности терми-

ческого упрочнения сплава ВТ23 в сечениях 20–160 мм при высокотемпературной обработке с использованием нагрева при температуре 700–850°C и охлаждении на воздухе, в масле и воде и последующем старении при 450°C в течение 8 ч:

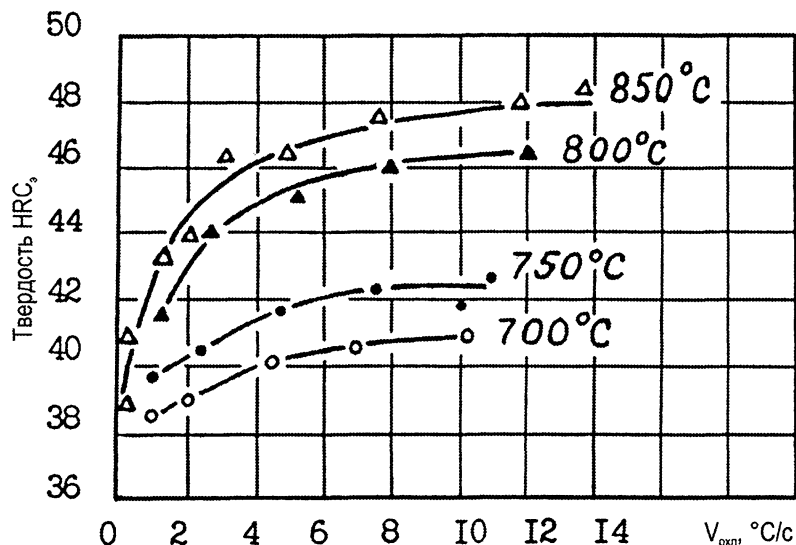


Рис. 6. Зависимость твердости упрочненного сплава BT23 (старение при температуре 450°C в течение 8 ч) от скорости охлаждения заготовок при закалке с температуры 700–850°C

повышение температуры нагрева под закалку от 700 до 850°C, равно как и повышение интенсивности охлаждения (от охлаждения на воздухе до охлаждения в масле и в воде) с 850°C, сопровождается соответствующим и вполне определенным ростом твердости сплава после старения. Дана оценка однородности упрочнения сплава BT23 в сечениях 25–160 мм при указанных режимах термического упрочнения: твердость сплава после старения вполне закономерно понижается как при увеличении толщины сечения заготовки (по сравнению с более тонкими сечениями) и в наружных слоях и середине, так и в сечении любой толщины (от 20 до 160 мм) при удалении от поверхности к середине: различия в охлаждении при закалке.

Устанавливать какие-либо количественные критерии оценки прокаливаемости весьма затруднительно. Под прокаливаемостью титановых сплавов следует понимать способность к однородному термическому упрочнению на определенный уровень в больших сечениях и вести речь лишь о достаточно достоверной оценке способности конкретного сплава к термическому упрочнению на определенный уровень в сечении определенной толщины (или ряда толщин, но тогда и ряд уровней прочности) при вполне конкретном режиме термической обработки. Для более точной оценки поведения конкретного полуфабриката в реальной практике следует исходить из тех соображений, что при достижении нужного уровня прочности в середине его сечения можно допустить в наружных слоях лишь тот (более высокий по сравнению с серединой) уровень упрочнения, который позволяет сплаву, имеющему в данном случае определенную структуру, сохранить заранее установленные значения других характеристик (δ , ψ , KCU, KCT, K_{IC} , малоцикловая усталость), обес-

печивающих безопасную работу детали. Предлагаемое понятие прокаливаемости для упрочняемых титановых сплавов поможет произвести общую оценку поведения конкретного сплава при определенной упрочняющей термической обработке: на какие уровни сплав может упрочняться в ряду сечений определенных толщин (например, от 20 до 160 мм) и одновременно сравнить возможности сплавов между собой: лучше этот сплав или хуже другого упрочняется в равных по толщине сечениях и одинаковых условиях термической обработки и насколько. Для более полной оценки возможностей предложено использовать график примерного перевода значений твердости в значения временного сопротивления разрыву (рис. 7).

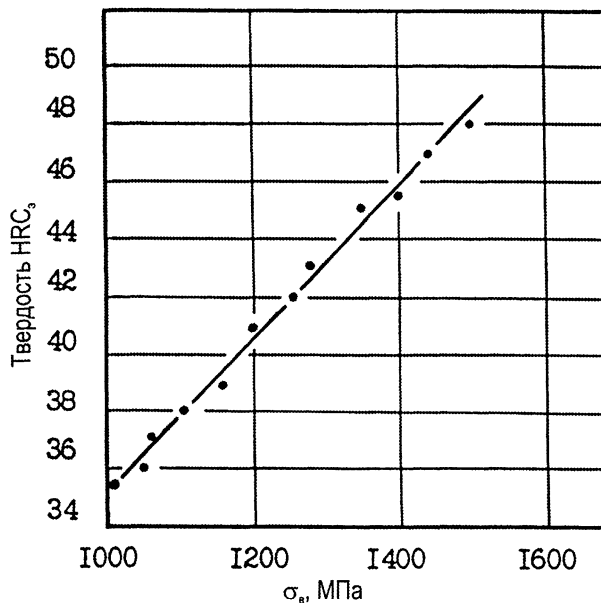


Рис. 7. Примерное соотношение усредненных значений временного сопротивления разрыву и твердости образцов плит из сплава BT23, термически упрочненных по различным схемам

Выводы

1. Проведены систематические исследования влияния исходной структуры, толщины, температуры нагрева в верхней части ($\alpha+\beta$)-области и типа охлаждающей среды на распределение скоростей охлаждения и формирование структурно-фазового состояния и свойств по сечению заготовок из ($\alpha+\beta$)-титанового сплава BT23.

2. Определены закономерности влияния исходной структуры, температуры нагрева в ($\alpha+\beta$)-области и условий охлаждения при закалке на эффективность и однородность упрочнения по сечению заготовок из сплава BT23 толщиной от 20 до 160 мм в результате последующего старения. Разработана, таким образом, методика прогнозиро-

вания эффективности термического упрочнения титановых сплавов, базирующаяся на сравнительных испытаниях свойств заготовок переменного в основании сечения при конкретных и равнозначных условиях термической обработки.

Литература

1. Меськин В.С. Основы легирования стали. М.: Металлургиздат, 1959. С. 141–156.
2. Jominy W.E., Voegehold A.L. Trans. Am. Metals. 1928. Vol. 26. P. 574.
3. Федулов В.Н., Хорев А.И. О прокаливаемости крупногабаритных заготовок из сплава ВТ23 // Технология легких сплавов. 1989. Вып. 8. С. 64–70.
4. Федулов В.Н., Хорев А.И., Ильин А.А. и др. Влияние температуры нагрева и типа охлаждающей среды на скорость охлаждения и формирования фазового состава крупногабаритных заготовок из сплава ВТ23 различной толщины // Авиационная промышленность. 1988. №8. С. 54–56.

5. Хорев А.И., Федулов В.Н. Влияние температуры нагрева и типа охлаждающей среды на условия охлаждения крупногабаритных заготовок из сплава ВТ23 // Технология легких сплавов. 1988. Вып. 11. С. 51–58.

6. Федулов В.Н., Хорев А.И., Ильин А.А. и др. Влияние условий охлаждения с 850°C на формирование структуры и фазового состава сплава ВТ23 // Технология легких сплавов. 1989. Вып. 2. С. 71–75.

7. Федулов В.Н. Об условиях образования вторичных фаз в сплаве титана ВТ23 при непрерывном охлаждении от температуры верхней части ($\alpha+\beta$)-области // Авиационная промышленность. 1994. № 3-4. С. 40–43.

8. Федулов В.Н., Хорев А.И., Попов А.А. Влияние интенсивности охлаждения с температуры 850°C на выбор режимов последующего старения изделий из сплава ВТ23 // Технология: Оборудование, материалы, процессы. 1988. №4. С. 21–25.

9. Федулов В.Н. Термическое упрочнение заготовок переменного сечения из плит сплава ВТ23 на различные уровни прочности // Авиационная промышленность. 1990. №6. С. 56–58.



РЕСПУБЛИКАНСКАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ БИБЛИОТЕКА
— один из крупнейших информационных центров Беларуси
предлагает специалистам ознакомиться с новыми патентами
и полезными моделями по литью и металлургии.

ПОЛЕЗНАЯ МОДЕЛЬ 1791 РБ, МПК7 G 01N 3/00. ОБРАЗЕЦ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ АДГЕЗИОННЫХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЯ

Патентообладатели: Республиканское унитарное предприятие «Белорусский металлургический завод»; Белорусский национальный технический университет; Государственное научное учреждение «Институт тепло- и массообмена им. А.В.Лыкова» НАН Беларуси.

Полезная модель относится к испытательной технике, а именно к образцам для определения адгезионных свойств покрытий к подложке, преимущественно для определения адгезионных свойств латунного покрытия к металлической кордовой нити. Задачей полезной модели является повышение точности испытания и повышение производительности. Поставленная задача достигается тем, что в образце для определения адгезионных свойств покрытия, включающем металлическую подложку и размещенное на ней покрытие, согласно полезной модели, подложка выполнена в виде однорядной пружины растяжения с внешней гладкой цилиндрической поверхностью.

ПОЛЕЗНАЯ МОДЕЛЬ 1801 РБ, МПК7 В 21В 1/02. ЧИСТОВАЯ КЛЕТЬ ПРОКАТНОГО СТАНА

Патентообладатели: Республиканское унитарное предприятие «Белорусский металлургический завод»; Белорусский национальный технический университет; Государственное научное учреждение «Институт тепло- и массообмена им. А.В.Лыкова» НАН Беларуси.

Полезная модель относится к прокатному производству, а именно к конструкциям устройств для производства арматуры с винтовым профилем, и может быть использована на сортовых прокатных станах, использующих технологию многоручевой прокатки-волочения.

В основу полезной модели положена задача расширения технологических возможностей чистой клетки для получения арматуры заданного винтового трапециевидного, прямоугольного и т.д. профиля с заданным модулем резьбы на стандартном прокатном оборудовании без применения специального редуктора-синхронизатора. Поставленная задача состоит в разработке устройства многоручевой прокатки сортового проката — чистой клетки прокатного стана для производства арматуры с винтовым профилем, включающей привод, редуктор, шестеренную клетку с двумя ведущими телескопическими шлицевыми карданными валами, кинематически связанными с прокатными валками, в ручьях калибров которых нарезаны формообразующие канавки винтового профиля, согласно полезной модели, на одном из прокатных валков формообразующие канавки винтового профиля в ручьях расположены в виде системы параллельных строк, каждая строка из которых параллельна образующей бочки валка, а на другом прокатном валке каждая строка системы формообразующих канавок винтового профиля расположена на бочке валка по винтовой траектории. Использование полезной модели как «малого изобретения» повышает эффективность непрерывной прокатки и расширения технологических возможностей чистой клетки для получения арматуры заданного винтового профиля с заданным модулем резьбы на стандартном прокатном оборудовании без применения специального редуктора синхронизатора. Реализация чистой клетки в условиях непрерывных сортовых станок 320/150 Белорусского металлургического завода наряду с указанными выше преимуществами позволяет полнее использовать основное технологическое оборудование стана, обеспечивая загрузку сортовой линии.

Документы не продаются!

Ознакомиться с предложенными изданиями можно в читальном зале патентных документов Республиканской научно-технической библиотеки (к. 503). Библиотека также оказывает дополнительные услуги по копированию и сканированию фрагментов документов, записи на дискету, CD-ROM, флэш-карту и др. Более подробную информацию о режиме работы и услугах можно получить по адресу: 220004, г. Минск, проспект Победителей, 7, РНТБ, тел. 203-31-00, www.rlst.org.by, e-mail: edd@rlst.org.by