МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Practical possibilities of variation of the thermal processing parameters at receiving of fixed level of alloy BT23 hardening in large slugs are considered.

В. Н. ФЕДУЛОВ, БНТУ

УДК 621.74

ПРАКТИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ТРАДИЦИОННЫХ ВИДОВ ТЕРМИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ЗАГОТОВОК ДВУХФАЗНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Исследование режимов высокотемпературной термической обработки двухфазных титановых сплавов по-прежнему вызывает интерес технологов-термистов, так как является определяющим инструментом при создании нужного комплекса механических свойств деталей авиационной и другой техники. Выбор времени и температуры старения заготовок или деталей возможно лишь в том случае, когда известны условия формирования структуры и фазового состава при высокотемпературной термической обработке. Закономерности распада метастабильных фаз, в том числе в сплаве ВТ23, закаленном с различных температур нагрева (выше и ниже критической), при последующем старении подробно изучались: характер процессов при нагреве определяется степенью легирования зафиксированной высокотемпературной β-фазы, которая зависит от условий закалки; высокотемпературная β-фаза, зафиксированная закалкой, является наиболее нестабильной из метастабильных фаз; с повышением температуры закалки процессы, идущие при непрерывном нагреве закаленного сплава, начинаются при более низких температурах, что обусловлено обеднением легирующими элементами и снижением, следовательно, термической стабильности высокотемпературной β-фазы, а также увеличением концентрации закалочных вакансий при повышении температуры нагрева при закалке. Поэтому поднимаемые в статье вопросы являются определяющими для практики термического упрочнения.

Наиболее интересным является установление зависимости механических свойств конкретного полуфабриката от температуры нагрева и условий охлаждения при высокотемпературной термической обработке, но при одной и той же температуре последующего старения. Влияние скорости охлаждения при высокотемпературной обработке заготовок плиты с нагревом при температуре 700–850 °С в течение 2 ч на механические свойства сплава ВТ23 и их изменение в результате последующего старения при температуре 500 °С в течение 10 ч показано на рис. 1. Из рисунка видно, что повышение интенсивности охлаждения способствует повышению прочности сплава и снижению его пластичности, ударной вязкости и трещиностойкости. Во-вторых, наиболее интенсивное возрастание прочности происходит при повышении скорости охлаждения от 0 до 5 °С/с, а падение пластичности, ударной вязкости и трещиностойкости – при увеличении скорости охлаждения от 0 до 3 °С/с (для закалки с 850 °С это явление совпадает с появлением в структуре закаленного сплава мартенситной α''-фазы). В-третьих, повышение температуры нагрева при закалке от 700 до 850 °С способствует закономерному возрастанию прочности сплава в результате старения: для 700 °С – до 1130 МПа, для 750 °С – до 1250 МПа, для 800 °С – до 1330 МПа, для 850 °С – до 1400 МПа. В-четвертых, увеличение температуры нагрева под закалку при выдержке в течение 2 ч способствует повышению зависимости механических свойств состаренного сплава от скорости охлаждения во время закалки.

Более частные случаи влияния интенсивности охлаждения (на воздухе и в воде) заготовок размерами 100x300x400 мм на механические свойства сплава ВТ23 при повышении температуры нагрева при закалке от 650 до 850 °С (выдержка 2 ч) в результате последующего старения: 450 °С в течение 10 ч, подробно рассматривались в работах [1, 2]. Здесь лишь следует отметить, что в случае охлаждения заготовок на воздухе только при температуре нагрева 850 °С наблюдалось значительное повышение прочности сплава ВТ23 в результате последующего старения: для 750 °С прочность составила 1050–1070 МПа, а при 850 °С

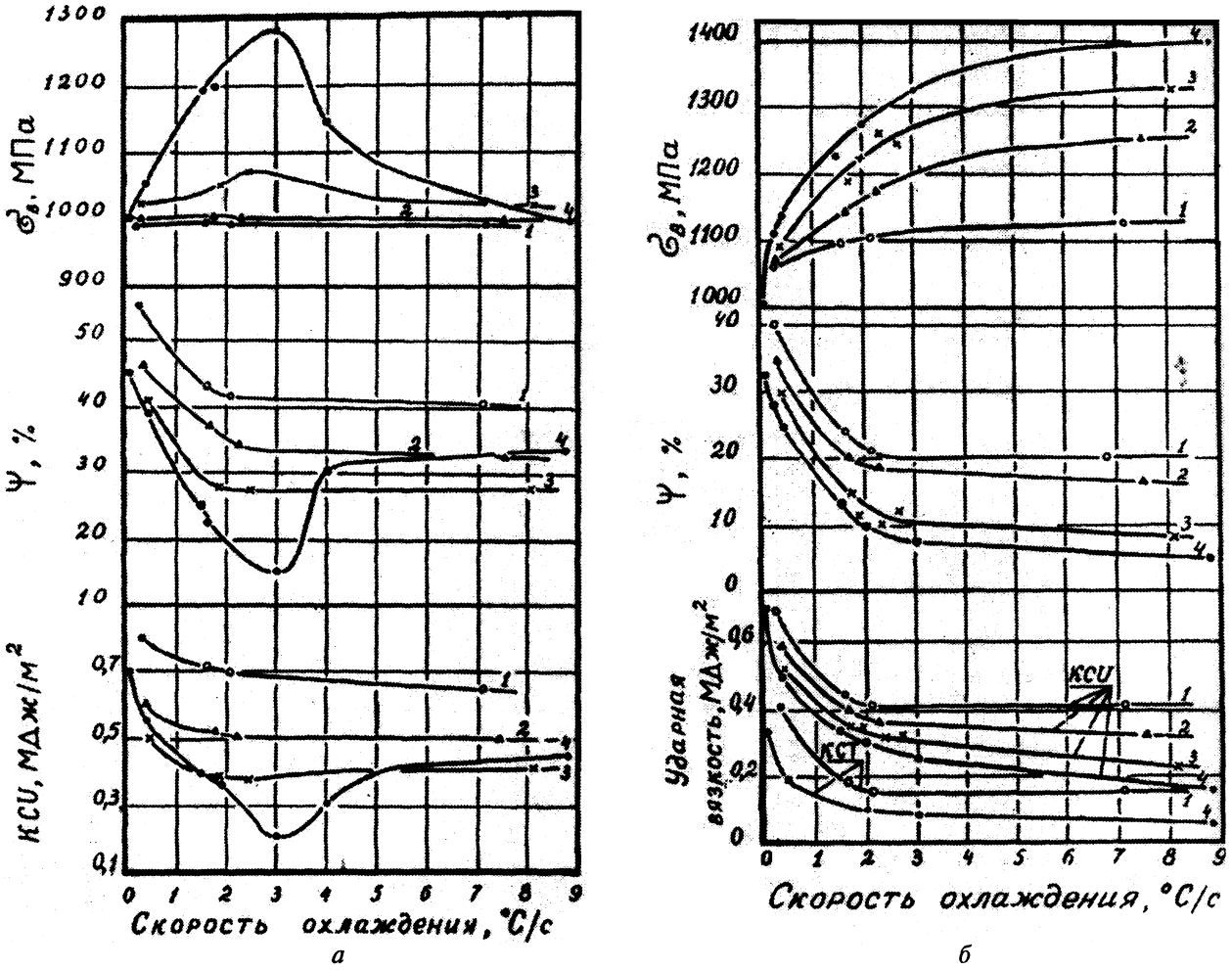


Рис. 1. Влияние скорости охлаждения на механические свойства заготовок плиты толщиной 100 мм из сплава ВТ23 при высокотемпературной термической обработке с нагревом в течение 2 ч при 700 °С (*1*), 750 °С (*2*), 800 °С (*3*) и 850 °С (*4*): *а* – после высокотемпературной термической обработки; *б* – после высокотемпературной термической обработки и старения при 500 °С в течение 10 ч

– уже 1150–1180 МПа. При этом пропорционально росту прочности происходило повышение предела текучести сплава и снижение значений относительных удлинения и сужения, ударной вязкости и трещиностойкости. Дальнейшее повышение температуры нагрева до 900–950 °С при охлаждении на воздухе и последующее старение незначительно повышают прочность сплава до 1170–1190 МПа по сравнению с нагревом при 850 °С, но снижают пластичность и ударную вязкость: для 850 °С сужение 20–23%, ударная вязкость 0,43–0,50 МДж/м², а для 950 °С (β-область) соответственно 14–20% и 0,30–0,43 МДж/м². Уменьшение значений пластичности здесь следует связывать с огрублением структуры сплава при переходе на нагрев в β-область. Нагрев при 850 °С и охлаждение на воздухе во время проведения высокотемпературной термической обработки являются вполне достаточными для повышения прочности сплава при последующем старении с нагревом до 450 °С. Повышение температуры нагрева от 650 до 850 °С при закалке заготовок такого же размера в воде из-за большей интенсивности охлаждения приводит к более заметному и равномерному росту прочности сплава в результате такого же старения: для 650 °С – 1080–1100 МПа, для 850 °С – 1350–1500 МПа, но при этом также значительно падают пластичность и ударная вязкость: сужение – от 20–25 до 4–5%, KCU – от 0,38–0,42 до 0,05–0,10 МДж/м². С повышением температуры закалки растет также разница упрочнения сплава ВТ23 между серединой и наружными слоями: например, для 650 °С – до 50 МПа, для 850 °С – до 150 МПа. После охлаждения на воздухе с температуры 850 °С и последующего старения при 450 °С в течение 10 ч разброс прочности по сечению заготовки составлял не более 50 МПа, что в 3 раза меньше, чем после закалки с этой же температуры в воде.

Фрактографические исследования поверхностей разрушения при испытании ударной вязкости образцов, закаленных с различных температур на воздухе и затем состаренных при температуре 450 °С в течение 10 ч, позволили предположить,

что характер разрушения в большей степени определяется не количеством выделившейся дисперсной α-фазы и соответственно прочностью сплава, а морфологией первичной α-фазы. Независимо от температуры нагрева сплав разрушался вязко по механизму образования и слияния микропустот, однако с повышением температуры нагрева до 750 °С и выше размер ямок, присутствующих на поверхностях разрушения (рис. 2), выравнивается и появляются участки с характерными волокнистыми гребнями, расположенными параллельно друг другу. Подобные признаки присущи стабильным субкритическим трещинам, распространение которых требует относительно высокой затраты энергии [3]. Авторы работ [4, 5] связывают расстояние между гребнями с уровнем вязкости материала: чем больше это расстояние, тем выше пластические свойства металла. Причем, как было показано ранее [6],подобный рельеф при разрушении титановых сплавов формируется в случае наличия тонкопластинчатой первичной α-фазы с хаотическим расположением пластин. Повышение температуры нагрева до 850 °С, приводящее к существенному изменению морфологии первичной α-фазы, способствует образованию поверхностей разрушения с чисто ямочным рельефом без каких-либо особенностей (рис. 2, *г*).

В общем случае повышение температуры нагрева заготовок размером 100x300x400 мм при проведении высокотемпературной термической обработки

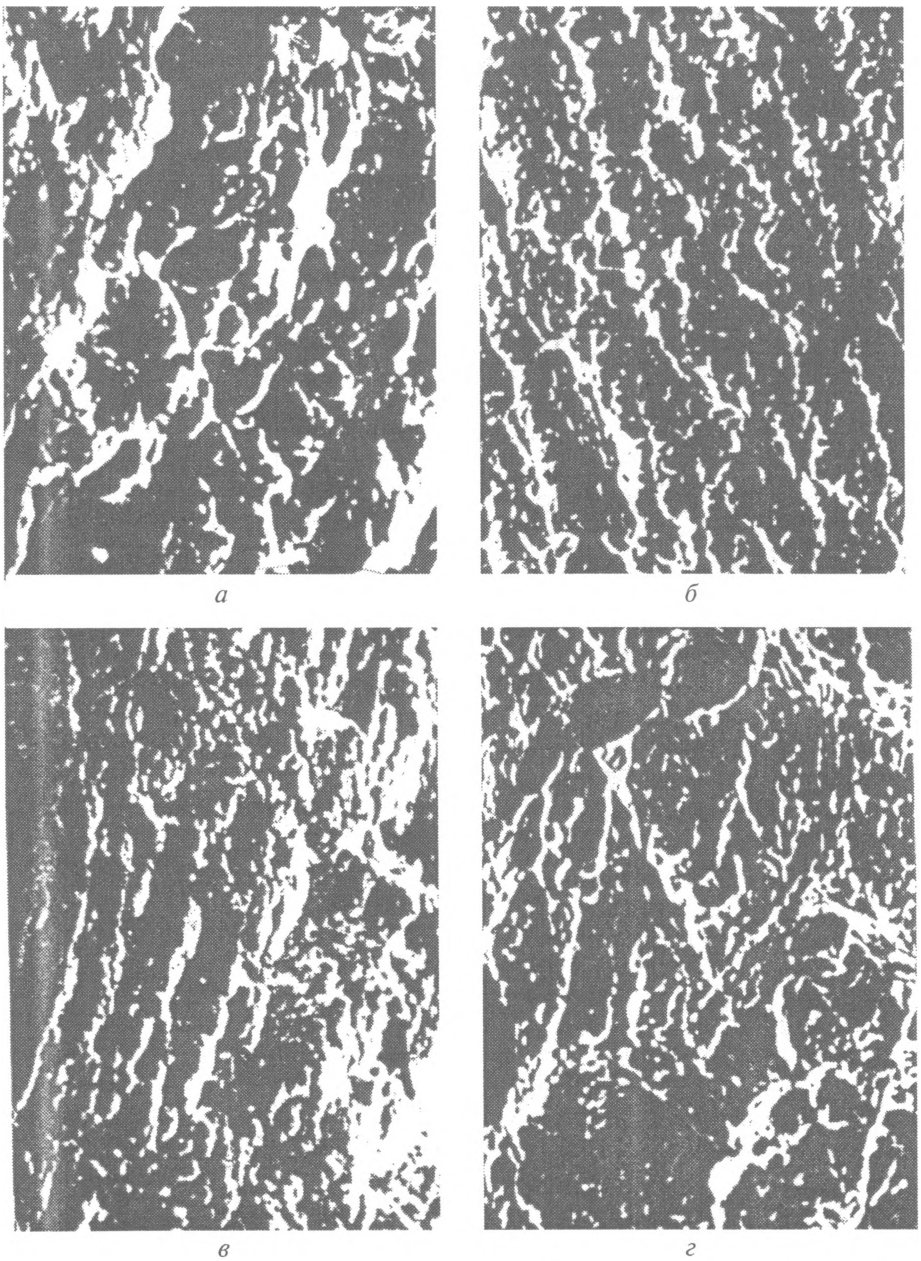


Рис. 2. Микрофрактограммы разрушения образцов заготовок плиты толщиной 100 мм из сплава ВТ23 после нагрева при температуре 650–850 °С и охлаждения на воздухе (выдержка при нагреве – 2 ч): *а* – нагрев при 650 °С; *б* – при 700 °С; *в* – при 750 °С; *г* – при 850 °С. x300

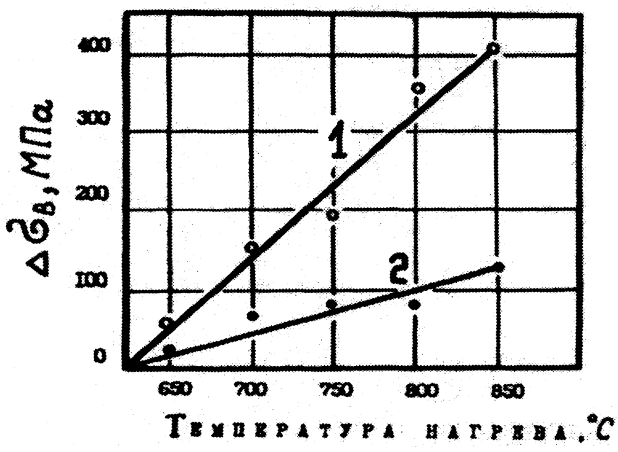


Рис. 3. Влияние температуры нагрева при проведении высокотемпературной термической обработки крупногабаритных заготовок плиты толщиной 100 мм из сплава ВТ23 на повышение их прочности в процессе последующего старения при температуре 450 °С в течение 10 ч: *1* – наружные слои заготовки после проведения высокотемпературной термической обработки с охлаждением заготовок в воде; *2* – то же, но при охлаждении заготовок на воздухе

с охлаждением и в воде, и на воздухе способствует закономерному росту прочности сплава ВТ23 в результате последующего старения при 450 °С в течение 10 ч по сравнению с закаленным состоянием. Наиболее явной такая зависимость прослеживается для образцов, вырезанных из поверхностных слоев, закаленных в воде заготовок (рис. 3, кривая 1). Для заготовок, охлажденных на воздухе, такая зависимость сохраняется, но в значительно менее выраженном виде (рис. 3, кривая 2).

Повышение интенсивности охлаждения с 850 °С сильно увеличивает разброс значений механических свойств по сечению заготовки в результате последующего старения: для случая закалки в воде – до 150 МПа, в масле – до 90–100 МПа, а при охлаждении на воздухе – до 50 МПа и с печью – до 30 МПа. Разброс прочности по сечению заготовки 100 МПа и более не желателен, особенно при упрочнении на уровень не ниже 1180 МПа, так как это ведет к резкому снижению пластичности и ударной вязкости в наружных слоях заготовки.

Старение при температуре 450–550 °С заготовок, охлажденных первоначально из двухфазной области с температуры 650–850 °С на воздухе и в воде, показало, что в процессе изотермической выдержки в течение 10 ч в структуре сплава происходит выделение частиц третичной α-фазы. Частицы выделяются в виде тончайших пластин с плоскостью габитуса, близкой к {334} (рис. 4). Количество выделившейся третичной α-фазы в структуре сплава ВТ23 при одной температуре старения тем больше, чем выше температура нагрева при высокотемпературной обработке или интенсивность охлаждения, что и определяет более высокую его прочность. Повышение температуры старения от 450 до 550 °С для заготовок, охлажденных с 700–850 °С на воздухе и с 650–850 °С в воде, способствует плавному снижению прочности и повышению пластичности, ударной вязкости и трещиностойкости. Причем этот эффект для наружных слоев заготовки возрастает с повышением температуры нагрева от 650 до 850 °С или увеличением интенсивности охлаждения. Например, при охлаждении заготовки с 700 °С в воде уменьшение прочности составляет 80 МПа, при охлаждении с 850 °С в воде – 140 МПа, а при охлаждении с такой же температуры нагрева на воздухе – лишь 100 МПа. В средних слоях заготовки падение прочности менее значительное по сравнению с наружными слоями. В общем случае падение прочности и соответствующее повышение пластичности сплава ВТ23 при увеличении температуры старения от 450 до 550 °С вызваны развитием процессов коагуляции частиц третичной α-фазы, которые идут с повышением температуры нагрева все более интенсивно, а процессы образования и роста новых частиц замедляются.

С некоторым допущением для конкретной температуры старения можно считать, что величина прироста прочности в результате изотермической выдержки в течение 10 ч определяется величиной уменьшения периода решетки метастабильной β-фазы. На рис. 5 приведены значения прироста временного сопротивления разрыву в зависимости от изменения параметра решетки матричной фазы при температуре старения 450 °С. Повышение температуры старения лишь уменьшит угол наклона данной кривой к оси абсцисс, но сохранит указанную зависимость в том же виде.

Как уже отмечалось выше, независимо от количества первичной и мелкодисперсной α-фазы в структуре упрочненный сплав ВТ23 разрушался вязко, по механизму образования и слияния микропустот: на поверхностях разрушения присутствует ямочный рельеф. В то же время этот рельеф весьма неоднороден, а размеры и форма ямок колеблются в очень широких пределах. Такой неоднородный рельеф особенно характерен для температур нагрева под закалку до 850 °С и охлаждения в воде, что объясняется существенной неоднородностью структуры. В тех микрообъемах, где структура представляет собой колонии α-пластин, разрушение происходит с образованием фасеток, покрытых ямочным рельефом (рис. 6, *а*). Наличие фасеток свидетельствует о том, что трещина при переходе из одной колонии в другую изменяет свое направление, так как границы колонии являются препятствием для ее дальнейшего распространения. В других микрообъемах, где пластины первичной α-фазы располагаются хаотично, на поверхностях разрушения можно наблюдать параллельные ступени (рис. 6, *б*). После нагрева заготовок под закалку при 860 °С и

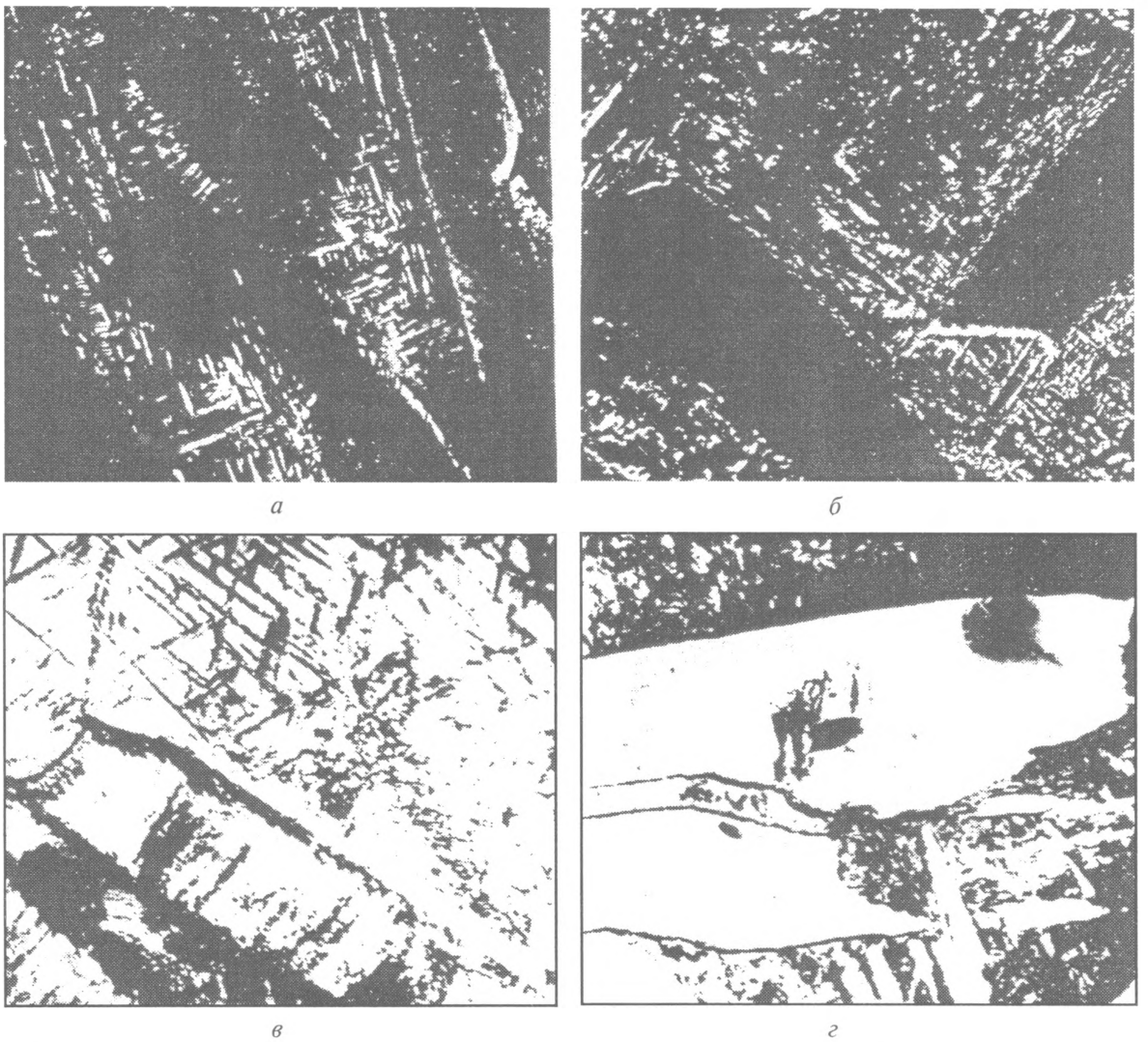


Рис. 4. Тонкая структура крупногабаритных заготовок плиты толщиной 100 мм из сплава ВТ23 после охлаждения с температуры 800 °С (нагрев в течение 2 ч) в воде и старения при 450 °С в течение 10 ч (*а*), с 850 °С (2 ч) в воде и старения при 450 °С, 10 ч (*б*) и при 500 °С, 10 ч (*в*) и с 850 °С (2 ч) на воздухе и старения при 450 °С, 10 ч (*г*). *а* – х 12000; *б* – х27000; *в* – х24000; *г* – х14000

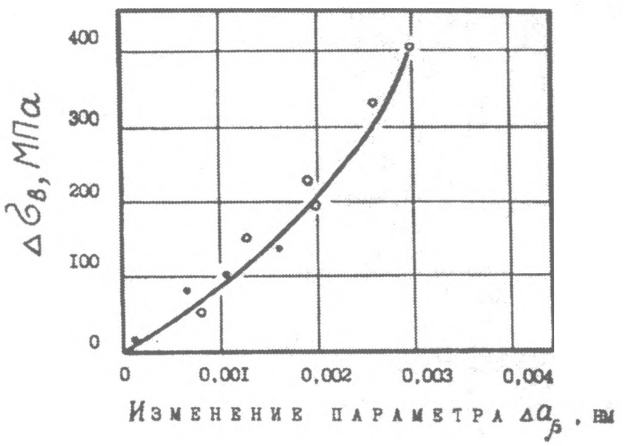
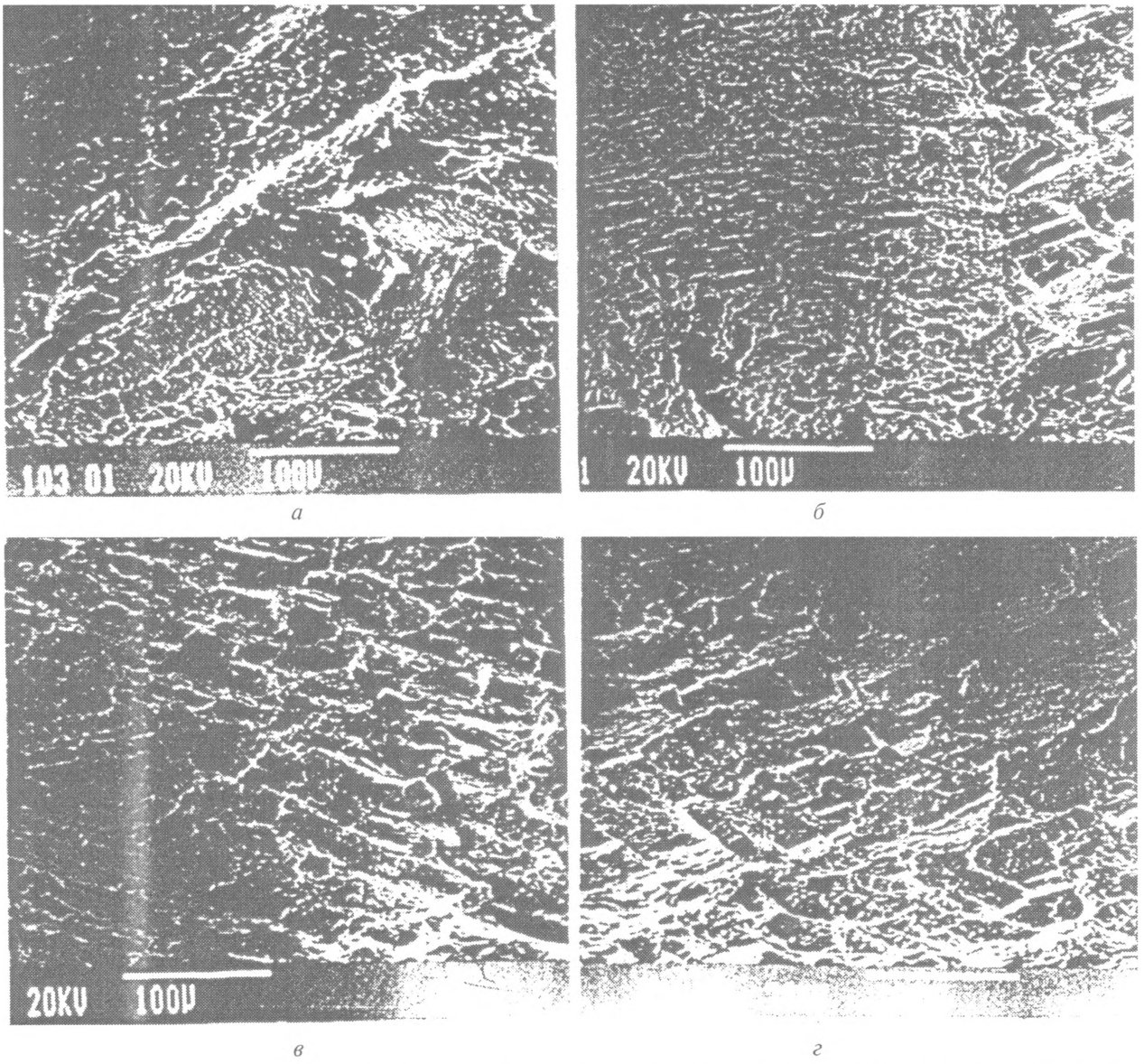


Рис. 5. Зависимость прироста временного сопротивления разрыву ($\sigma_в$) образцов крупногабаритных заготовок плиты толщиной 100 мм из сплава ВТ23, охлажденных после нагрева в течение 2 ч при температуре 700–850 °С в воде (—○—) и на воздухе (—●—), от изменения периода решетки β-фазы в процессе последующего старения при температуре 450 °С в течение 10 ч

выдержке 2 ч, когда колонии α-фазы в структуре практически отсутствуют, фасетки на поверхностях разрушения не наблюдаются, а видны лишь параллельные ступени и однородный ямочный рельеф (рис. 6, *в*, *г*). С повышением температуры старения до 525 °С и выше влияние высокотемпературной термической обработки с использованием охлаждения в воде на топографию изломов ослабляется тем в большей степени, чем больше размеры, а также количество дисперсной α-фазы выделилось при старении. Параллельные ступени, характерные для образцов, состаренных при температуре 450 °С, или отсутствуют, или не очень явно выражены (рис. 7, *в*, *г*). В случае проведения высокотемпературной обработки с охлаждением на воздухе и старением при 525 °С в течение 10 ч в изломах образцов наблюдали только ямочный рельеф (рис. 7, *а*). По-видимому, в данном случае выделившиеся при старении α-частицы имеют более значительные размеры по сравнению с закалкой в воде, что ослабляет влияние первичной α-фазы на характер разрушения сплава. Охлаждение заготовок при высокотемпературной термической обработке в печи приводит к идентичному характеру разрушения образцов (рис. 7, *б*), но в этом случае в структуре чаще наблюдали частицы первичной α-фазы, форма которых была близка к равноосной.



а *б* *в* *г*

Рис. 6. Топография изломов крупногабаритных заготовок плиты толщиной 100 мм из сплава ВТ23, охлажденных после нагрева в течение 2 ч с температуры 650 (*а*), 800 (*б*) и 860 °С (*в*) в воде и с 860 °С в масле (*г*) и состаренных при температуре 450 °С в течение 10 ч

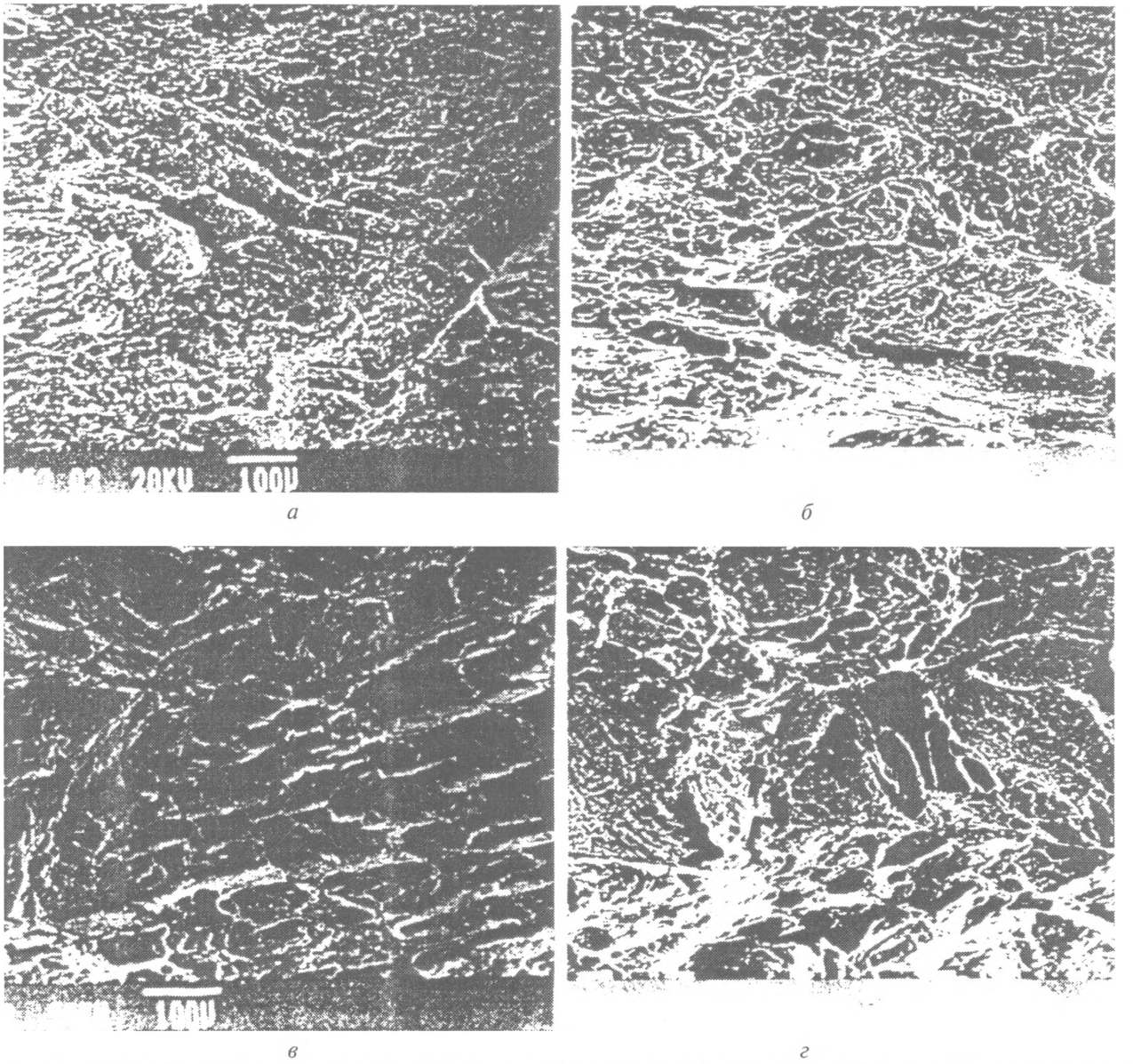


Рис. 7. Топография изломов образцов крупногабаритных заготовок плиты толщиной 100 мм из сплава ВТ23, охлажденных с 850 °С (выдержка 2 ч) на воздухе (*а*) и с печью до 450 °С и далее на воздухе (*б*) и состаренных при температуре 525 °С в течение 10 ч, а также после старения при температуре 550 °С, 10 ч (*в*) и 525 °С, 10 ч (*г*) образцов плиты толщиной 100 мм из сплава ВТ23 после закалки с 850 °С в воде

Выводы

1. Рассмотрены практические возможности варьирования параметрами термической обработки при получении определенного уровня упрочнения сплава ВТ23 в крупногабаритных заготовках, а также особенности разрушения упрочненного сплава в связи с режимами термической обработки.

2. Показано, что при проведении упрочнения особое внимание следует уделять условиям высокотемпературной термической обработки изделий, так как в большинстве случаев эта операция является определяющей в характере поведения и разрушения упрочненного двухфазного титанового сплава, в особенности в их наружных слоях, а такие нюансы необходимо знать уже на стадии проектирования деталей различного назначения.

Литература

1. Федулов В.Н., Хорев А.И.Влияние упрочняющей термической обработки на механические свойства плит титанового сплава ВТ23 // Авиационная промышленность. 1985. № 2. С. 43–45.

2. Хорев А.И., Федулов В.Н. Термическое упрочнение крупногабаритных заготовок из высокопрочного титанового сплава ВТ23 // Технология легких сплавов. 1984. № 5. С. 31–35.

3. Фрактография и атлас фрактограмм: Справ. / Под ред. М.Л.Бернштейна. М.: Металлургия, 1982.

4. Yoder G.R. Fraktographik Lines in Maraging Stell – Alink to Fraktur Toghness // Met. Trans. 1972. Vol. 3. P. 1851–1859.

5. Beachem C.D., Yoder G.R. Elastik – Plastik Frakture by Homogenlous Mikrovoid Coalescence Tearing Alang Alternating Shear Planes //Met. Trans. 1973. Vol. 4. P. 1145–1153.

6. Анисимова Л.И., Попов А.А. Связь характера разрушения с микроструктурой и свойствами (α+β)-титановых сплавов //МиТОМ. 1985. №12. С. 45–49.