

ИЗУЧЕНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И КОМПЛЕКСА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В ПРУТКОВЫХ ПОЛУФАБРИКАТАХ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VST5553 ПРИ ВАРЬИРОВАНИИ ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫХ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Желнина А.В.

Руководитель – доцент, к.т.н. Илларионов А.Г.

ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург

anzhelnina@rambler.ru

В данной работе обсуждается влияние скорости охлаждения из $(\alpha+\beta)$ -области на микроструктуру, фазовый состав и механические свойства высокопрочного титанового сплава VST5553. Исследовано влияние предварительного нагрева в β - область на микроструктуру, фазовый состав и механические свойства сплава VST5553 и определён оптимальный режим термической обработки сплава VST5553.

Титановый сплав VST5553 относится к высокопрочным $(\alpha + \beta)$ -сплавам переходного класса и используются в качестве материала силовых деталей конструкции планера и шасси. Комплекс физико-механических свойств сплава VST5553 во многом определяется скоростью охлаждения на высокотемпературном этапе упрочняющей термообработки, которая может значительно варьироваться по сечению крупногабаритных полуфабрикатов, а так же упрочнением в ходе контролируемого термомеханического воздействия [1]. Однако исследований в данном направлении проведено недостаточно и рассмотрению этого вопроса посвящена настоящая работа.

Работа была проведена на образцах из горячекатаного прутка диаметром 35 мм сплава VST5553, предоставленных ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА». Образцы для исследования термообработывали по следующим режимам:

- СХЕМА 1: 1-я ступень термообработки включает нагрев в $(\alpha + \beta)$ -область до $T_{\text{нп}} - 30$ °С, последующее охлаждение со скоростями в интервале 6000 (закалка в воду) ... 1 °С/мин, далее проводилось старение при температуре 580 °С 8 часов и охлаждение на воздухе, либо 1-я ступень была завершающим этапом;

- СХЕМА 2 отличается наличием предварительного нагрева в однофазную β -область.

Исследование показало, что после всех режимов охлаждения по 1 ступени схемы 1 наблюдается глобулярное строение первичной α -фазы и

мелкодисперсный распад в нерекристаллизованной β -матрице с образованием тонкопластинчатой вторичной α -фазы (за исключением охлаждения на воздухе). При уменьшении скорости охлаждения с 6000 до 44,4 °С/мин увеличивается степень распада β -фазы и происходит смена мест преимущественного зарождения вторичной α -фазы: с предпочтительного выделения в теле зерна β -фазы - при этом размер глобулей α -фазы практически не изменяется); на нарастание вторичной α -фазы на первичную (5...1 °С/мин) - размер глобулей α -фазы увеличивается с 1,5 мкм до 2 мкм.

В микроструктуре после обработки по схеме 2 наблюдаются выделения первичной α -фазы в виде пластин в рекристаллизованном β -зерне и присутствуют области, свободные от выделений первичной α -фазы, вблизи границ β -фазы.

Исследование методом рентгеноструктурного фазового анализа показало, что с уменьшением скорости охлаждения от 6000 до 1 °С/мин объёмная доля α -фазы увеличивается с 10 до 60 % (схема 1) и с 15 до 65 % (схема 2). На дифрактограммах наблюдается повышение интенсивности линий α -фазы, линии β -фазы смещаются в сторону больших углов 2θ , что связано с понижением значений периода β -фазы (от 0,32385 до 0,32226 нм - схема 1, от 0,32359 до 0,32165 нм - схема 2). Немонотонный характер зависимости объёмной доли α -фазы наблюдается при скорости охлаждения 17,6 °С/мин (схема 1); 10,8 и 16,3 °С/мин (схема 2) вследствие смены мест зарождения вторичной α -фазы с образования в теле зерна на нарастание на первичную α -фазу, при уменьшении скорости охлаждения.

Наличие предварительного нагрева в β -область по схеме 2 приводит к торможению процесса распада β -фазы по механизму выделения вторичной α -фазы в теле β -зерна при охлаждении в воде и на воздухе и получению близких значений периода β -фазы 0,3235...0,3236 нм (рисунок 1а).

Методом дифференциальной сканирующей калориметрии установлено, что при скоростях охлаждения 1...17,6 °С/мин наблюдается два температурных интервала распада: более высокотемпературный, в котором, по-нашему мнению, происходит нарастание вторичных выделений α -фазы на первичные; и более низкотемпературный, в котором происходит выделение вторичной α -фазы в теле β -зерна (рисунок 2). Кроме того, с повышением скорости охлаждения температура начала, пика и конца превращения смещается в сторону более низких температур, в интервале скорости охлаждения от 17,6 до 10,8 °С/мин наблюдается увеличение площади под пиками, что связано с интенсификацией процессов распада (интенсивным выделением вторичной α -фазы в теле β -зерна) (рисунок 3).

Зависимость механических свойств носит нелинейный характер и аналогична для обеих схем В интервале скоростей охлаждения от 6000 до 10,8 °С/мин после первой ступени обработки по схеме 1 и 2 высокие характеристики прочности и твёрдости обеспечиваются за счёт дисперсных вторичных выделений α -фазы в теле β -зерна. Максимум прочности

($\sigma_{0,2 \text{ ср.}} = 1066$ МПа, $\sigma_{\text{в.ср.}} = 1145$ МПа; $\sigma_{0,2 \text{ ср.}} = 1096$ МПа, $\sigma_{\text{в.ср.}} = 1193$ МПа, соответственно) соответствует максимальному дисперсионному упрочнению (наибольшая объёмной доля вторичной α -фазы, выделившейся в теле β -зерна). Замедленное охлаждение (до 1 °С/мин) приводит к протеканию распада преимущественно посредством нарастания на выделения первичной α -фазы с небольшим количеством самостоятельных выделений вторичной α -фазы в теле β -зерна, что снижает прочностные и повышает пластические характеристики.

Изменение твёрдости коррелирует с изменением прочностных свойств, а изменение модуля упругости коррелирует с изменением объёмной доли α -фазы (рисунок 4).

Проведение старения активизирует процессы распада в β -матрице. Наблюдаются выделения пластинчатой вторичной α -фазы в различных направлениях. Это способствует повышению уровня прочностных и снижению пластических характеристик, по сравнению с не состаренным состоянием.

Охлаждение с замедленными скоростями образцов со второй ступенью обработки приводит к снижению прочностных и повышению пластических характеристик (по сравнению с высокими скоростями охлаждения) вследствие малого количества вторичных выделений α -фазы в теле β -зерна. Однако после второй ступени обработки по схеме 2 прочностные и пластические характеристики имеют аналогичные со схемой 1 зависимости от скорости охлаждения, но в тоже время уровень получаемых свойств несколько ниже после нагрева в β -область, что связано с наличием «слабых» мест в структуре - приграничных зон, свободных от выделений, крупного β -зерна, α -оторочки, отсутствием субзёрненной структуры, при обработке по схеме 2.

После старения по данным рентгеноструктурного анализа фазовый состав показал приблизительно постоянную объёмную долю α - и β -фаз в соотношении 70 на 30 % (вторая ступень схемы 2).

Значения периода β -фазы после старения несколько ниже при высоких скоростях охлаждения, что связано с фиксацией менее стабильного β -твёрдого раствора после первой ступени для обеих схем (рисунок 1 б).

Повышение объёмной доли дисперсной α -фазы с увеличением скорости охлаждения, приводит к росту значений твёрдости по Виккерсу до постоянного значения при скорости $44,4$ °С/мин (470 HV), как после старения по схеме 1, так и по схеме 2. Уровень значений твёрдости после обработки по схеме 1 несколько ниже (438 и 455 HV, соответственно), чем для аналогичных скоростей охлаждения после схемы 2 (с нагревом в β -область). Это можно объяснить наличием структуры с повышенным количеством дефектов после обработки по схеме 1, за счёт чего диффузионные процессы протекают более активно и большее количество α -фазы выделяется на первичной α -фазе при повышенных температурах, а не

в теле зерна, что обеспечивает получение более низких дюрOMETрических характеристик.

После старения наблюдается приблизительно одинаковые значения модуля упругости (107 ГПа) при всех скоростях охлаждения, что связано с близким соотношением объёмной доли α - и β -фаз 70 на 30 % после всех режимов термической обработки.

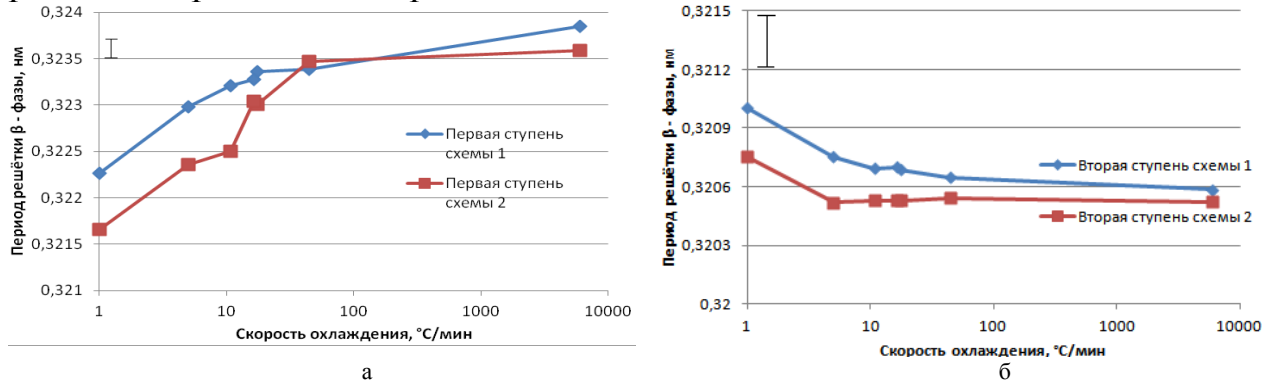


Рисунок 1 Влияние скорости охлаждения на период β – фазы: а – первая ступень обработки; б – вторая ступень обработки

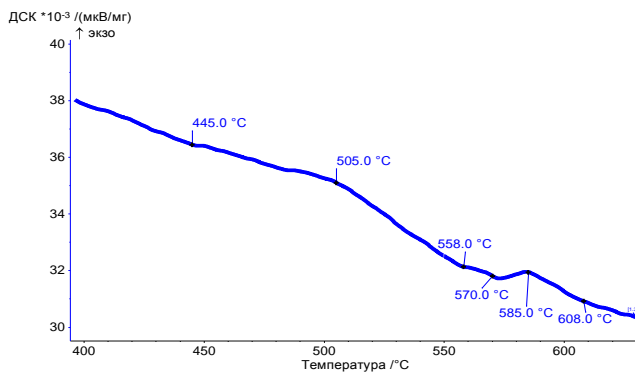


Рисунок 2 ДСК кривая охлаждения после первой ступени обработки по схеме 1 ($V_{\text{охл}} = 5$ °C/мин)

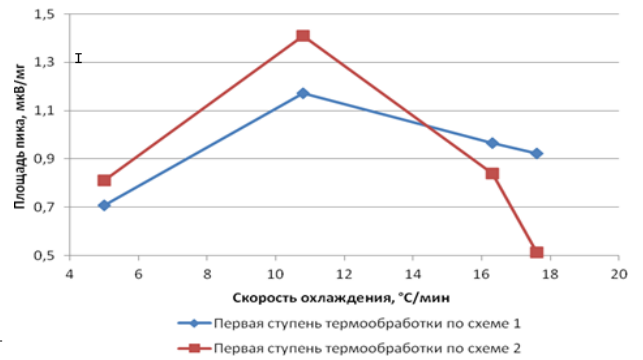


Рисунок 3 Влияние термообработки на тепловой эффект фазовых превращений

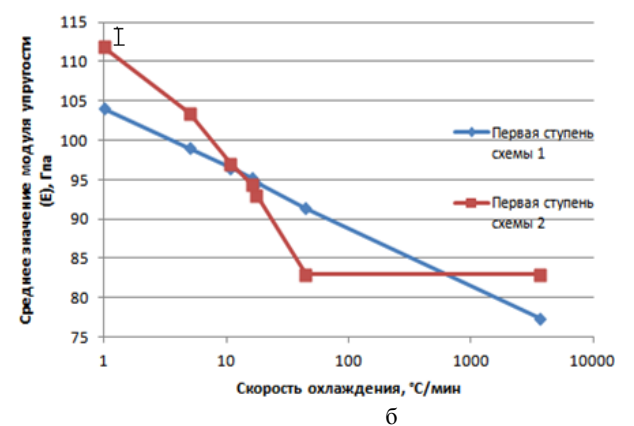
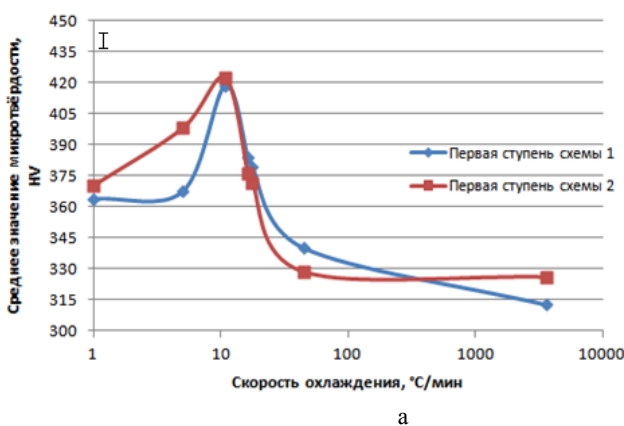


Рисунок 4 Механические свойства сплава после первой ступени обработки: а – микротвёрдость по Виккерсу; б – модуль упругости

Таким образом, при стандартной упрочняющей термической обработке сплава VST5553 высокий комплекс механических свойств ($\sigma_{0,2} > 1200$ МПа, $\delta > 10$ %, $\psi > 35$ %, КСУ $> 0,27$ МДж/м²) при охлаждении со скоростью не менее 10,8 °С/мин может быть обеспечен в полном сечении полуфабриката Ø 400 мм (при охлаждение в воду) или в сечении Ø 150 мм (при охлаждение на воздухе). Обработка по схеме 2 (с предварительным нагревом в β -область) нежелательна, так как в этом случае наблюдается снижение пластических и вязкостных характеристик без существенного выигрыша в прочности, что очевидно связано с наличием крупного рекристаллизованного β -зерна и отсутствием субзёрненной структуры.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ:

1. «FORMATION OF STRUCTURE AND PROPERTIES IN TITANIUM ALLOYS OF A TRANSITION CLASS AFTER WARM ROLLING» Popov A.A., Illarionov A.G., Korelin A.V. Metal Science and Heat Treatment. 2000. Т. 42. № 9-10. С. 348-352.