

Воробьёв Алексей Игоревич

**Разработка и внедрение технологии
термомеханической обработки для изготовления
высокоресурсных деталей из титанового сплава ВТ35**

**Специальность 05.16.01 – Металловедение и
термическая обработка металлов**

**Автореферат
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук**



Нижний Новгород, 2005г.

Работа выполнена на ОАО «Нормаль» Нижний Новгород

Научный руководитель: доктор технических наук,
профессор Володин В.А.

Официальные оппоненты: - доктор технических наук,
профессор Гусякова Г.П.
- кандидат технических наук Косоногова С.А

Ведущее предприятие – ОАО ВИЛС, г. Москва.

Защита диссертации состоится *11 ноября* 2005г. в *15⁰⁰* на заседании диссертационного Совета Д212.165.07 в Нижегородском государственном техническом университете по адресу: 603155, ГСП-41, г.Н.Новгород, ул. Минина 24, корп.1, ауд. *1307*

Отзыв на автореферат в одном экземпляре (заверенный печатью) просим отправлять по указанному адресу на имя секретаря диссертационного Совета.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Нижегородского государственного технического университета.

Автореферат разослан *29* ~~2005~~ 2005г.

Ученый секретарь
диссертационного Совета,
д.т.н., профессор



В.А. Ульянов

Общая характеристика работы

Актуальность проблемы. Одной из главных проблем современного этапа развития техники является повышение качества и надежности ответственных элементов конструкций и узлов, обеспечивающих их высокую работоспособность и эксплуатационный ресурс.

В нашей стране для изготовления ответственных деталей крепления были опробованы многие титановые сплавы. При выборе сплавов для деталей крепления основные затруднения связаны с необходимостью обеспечения двух трудно совместимых факторов: высокой технологичности при операциях обработки давлением, в частности, при холодной высадке и высоких эксплуатационных характеристик, в особенности сопротивление разрыву, срезу и циклической выносливости при наличии надреза. Этим требованиям в наилучшей степени соответствует сплав ВТ35. В разработке технологии изготовления деталей крепления из этого сплава автор принял непосредственное участие.

Важная задача, требующая решения при изготовлении деталей крепления, состояла в обеспечении их высокой прочности и надежности по сравнению с титановым сплавом ВТ16, широко используемым в настоящее время для производства крепежных деталей холодным пластическим деформированием, что потребовало разработки и внедрения ряда специальных технологических мероприятий.

В настоящее время производство и потребление титана и его сплавов существенно сократилось, особенно в нашей стране. Подобные спады производства наблюдались и ранее по различным причинам. Одной из главных в настоящее время явилось сокращение выпуска авиационной техники и недостаточная прочность применяемых крепежных изделий из сплава ВТ16.

Автор надеется, что настоящая диссертация будет способствовать новому подъему интереса к титану и его сплавам и расширению областей использования изделий из титановых сплавов, изготовленных по дешевым технологиям с наименьшими затратами. Это относится к таким отраслям как машиностроение, автомобильная промышленность, судостроение, медицина, нефтяная и химическая промышленность, авиация и космос, в которых проблемы повышения прочности, коррозионной стойкости и надежности ответственных элементов конструкций, снижения веса и повышения ресурса являются основными. В этом и заключается актуальность настоящей диссертации.

Цели и задачи работы. Установление закономерностей поведения сплава ВТ35 при холодном пластическом деформировании и последующем старении, которые бы позволили разработать технологию изготовления крепежных изделий с высокими эксплуатационными свойствами. Для достижения этой цели необходимо решить следующие задачи:

1. Провести исследование разных плавок сплава ВТ35 и выбрать оптимальный вариант.
2. Оценить влияние термической обработки на структуру и твердость заготовок сплава ВТ35.
3. Изучить закономерности влияния холодной деформации на твердость и фазовые превращения в сплаве ВТ35 при старении.
4. Изучить влияние режимов закалки, старения, режимов НТМО на механические свойства сплава ВТ35.
5. Разработать технологию изготовления деталей крепления из сплава ВТ35.

Работа выполнена по заказу МАТИ им. К.Э. Циолковского.

Научная новизна работы.

1. Установлены закономерности влияния термической обработки на структуру и механические свойства образцов сплава ВТ35.

2. Установлены закономерности влияния холодной деформации на твердость и фазовые превращения в сплаве ВТ35 при старении.
3. Установлены закономерности влияния скорости охлаждения при закалке на технологические свойства сплава ВТ35.
4. Разработана диаграмма фазовых и структурных превращений при нагреве холоднокатанных листов из сплава ВТ35.
5. Установлены закономерности изменения твердости прутков сплава ВТ35, закаленных из β – области, в процессе старения при разных температурах.
6. Построена диаграмма изотермического распада β – фазы после различных режимов термообработки.
7. Установлено влияние деформации на длительность старения при разных температурах до начала распада β – фазы.

Практическая значимость работы:

- На основе экспериментальных и теоретических исследований разработана технология изготовления высокопрочных деталей крепления из титанового сплава ВТ35 с повышенной прочностью и эксплуатационным ресурсом.
- Разработанные технологические процессы рекомендованы для внедрения в серийное производство на ОАО «Нормаль».
- Ожидаемый экономический эффект составит 3379859,5 руб.

Основные положения, представляемые на защиту.

1. Установленные закономерности влияния термической обработки на структуру и механические свойства образцов сплава ВТ35.
2. Диаграмма изотермического распада β – фазы в сплаве ВТ35 после различных режимов термообработки.
3. Установленные закономерности влияния скорости охлаждения при закалке на технологические свойства сплава ВТ35.
4. Закономерности влияния холодной деформации на твердость, фазовые превращения и длительность старения до начала распада β – фазы.
5. Технология изготовления высокопрочных деталей крепления из сплава ВТ35.

Публикации. По теме диссертации опубликовано 11 работ (в том числе 1 монография), получен 1 патент.

Структура и объем диссертации. Работа состоит из введения, пяти глав, общих выводов, списка литературы из 131 наименований. Она изложена на 136 страницах машинописного текста, содержит 39 рисунков и 28 таблиц.

Содержание работы

Во введении обоснована актуальность работы и способы решения поставленной задачи.

В первой главе дан анализ современных отечественных и зарубежных титановых сплавов, используемых для изготовления разнообразной крепежной продукции. Показано, что наиболее пригодным для изготовления высокопрочной крепежной продукции является сплав VT16 и его зарубежный аналог сплав 6Al 4V. Сплав VT16 содержит небольшое количество Al, что обеспечивает ему повышенную прочность и жаропрочность. Значительное легирование этого сплава ванадием и молибденом создают предпосылки эффективного упрочнения. В то же время отсутствие эвтектоидообразующих β – стабилизаторов (Fe, Cr, Mn) в составе сплава позволяет сохранить достаточно высокую пластичность. Кроме того, сплав VT16 в меньшей степени чувствителен к перегреву при закалке и надрезам. В отожженном состоянии он имеет механические свойства, наиболее полно удовлетворяющие требованиям холодной высадки. Из анализа типичных механических свойств прутков титановых сплавов, применяемых для деталей крепления, видно, что еще более высокими механическими характеристиками после упрочняющей термической обработки (закалка + старение) обладает отечественный псевдо- β сплав VT35. Он отличается от американского сплава Ti – 15 – 3 тем, что по мимо основных элементов (V, Cr, Al, Sn) содержит дополнительные элементы в небольших количествах (Mo, Zr). Ванадий и хром введены в концентрациях, обеспечивающих фиксацию однофазной β структуры при закалке с

уменьшенными скоростями охлаждения. Алюминий и олово затрудняют образование ω - фазы при закалке и старении, а также упрочняют дисперсную α - фазу, хорошо растворяясь в ней. Молибден и цирконий обеспечивают дополнительное упрочнение матричного раствора. Помимо этого цирконий препятствует образованию ω - фазы при закалке.

Следует отметить и недостатки псевдо - β сплавов:

- a) Невысокая термическая стабильность, в результате чего их нельзя применять для длительной работы при температурах выше 350°C ;
- b) Затруднения при сварке, обусловленные ростом зерна в околошовной зоне и ликвацией в сварном соединении;
- c) Большой разброс механических свойств, вызванный химической неоднородностью сплавов в связи с высокой степенью их легирования и большой чувствительностью процесса старения к содержанию примесей внедрения;
- d) Сравнительно высокая плотность ($4700\text{-}5000 \text{ кг/м}^3$).

На свойства псевдо - β сплавов примеси внедрения оказывают большее влияние, чем на свойства α - и $(\alpha+\beta)$ сплавов. При повышенных их содержаниях, в частности кислорода, в структуре закаленных сплавов появляются строго ориентированные игольчатые выделения α - фазы, которые служат концентраторами напряжений. При старении кислород и азот переходят в α - фазу и сильно её охрупчивают. Кислород сильно ускоряет эвтектоидный распад β - фазы и может быть причиной появления по границам зёрен интерметаллидов, что отрицательно влияет на пластичность сплавов.

Содержание углерода в псевдо - β сплавах должно быть более строго регламентировано, чем в α - и $(\alpha+\beta)$ сплавах, поскольку растворимость углерода в β - фазе меньше, чем в α . Содержание углерода в β - сплавах, предназначенных для изготовления сварных конструкций, не должно превышать $0,03\%$ по массе.

На основе анализа структурной и классификационной диаграмм были описаны принципы легирования псевдо- β сплавов:

1. Суммарное содержание β -стабилизаторов, оцененное через эквивалент по молибдену, должно превышать вторую критическую концентрацию (11% Mo).
2. Суммарное содержание β -стабилизаторов не должно быть слишком велико, так как с увеличением $[Mo]_{экв}(K\beta)$ сверх оптимальных значений снижается эффект старения из-за уменьшения количества упрочняющей α -фазы.
3. Для обеспечения максимальной прочности сплавов в термически упрочненном состоянии, суммарное содержание β -стабилизаторов целесообразно поддерживать в пределах $[Mo]_{экв}=12-18\%$. Помимо этого целесообразно легирование алюминием, оловом и цирконием, которые упрочняя α -фазу, увеличивают эффект старения.
4. Для обеспечения наилучшей пластичности и малой прочности сплавов в закаленном состоянии необходимо исключить образование ω -фазы при закалке. Этого можно достигнуть двумя путями: а) довести содержание β -стабилизаторов до концентраций, больших третьей критической; б) подавить образование ω -фазы при закалке легированием сплава алюминием или нейтральными упрочнителями (оловом, цирконием).
5. Для уменьшения вредных последствий от внутридендритной ликвации, характерной для псевдо- β сплавов, их целесообразно одновременно легировать β -стабилизаторами, как повышающими, так и понижающими ликвидус и солидус. К элементам, понижающим линии ликвидус и солидус, относятся эффектоидообразующие β -стабилизаторы; противоположные действия оказывают изоморфные β -стабилизаторы.
6. Легирующие элементы должны быть по возможности относительно недорогими и не слишком тяжелыми (по этой причине легирование ванадием предпочтительнее, чем молибденом).

К достоинствам псевдо β -сплавов следует отнести:

- а) Сравнительно лёгкую обрабатываемость давлением. Из-за низкой температуры $\alpha+\beta/\beta$ -перехода достаточно большое, оптимальное для горячей обработки давлением, количество β -фазы может быть достигнуто при сравнительно невысоких температурах. Напряжения течения металла при горячей деформации, в том числе и в

изотермических условиях, осуществляется сравнительно легко. Эти факторы приводят к снижению стоимости производства полуфабрикатов, как из-за уменьшения энергетических расходов, так и в результате возможности применения менее дорогих инструментальных материалов.

- b) Высокую технологическую пластичность в закаленном состоянии. Это связано с тем, что β -фаза, имеющая решетку ОЦК, по своей природе более пластична, чем гексагональная α -фаза примерно такой же степени легированности. В закаленном состоянии β -сплавы имеют: высокую пластичность, большое удлинение и поперечное сужение и поэтому хорошо обрабатываются давлением.
- c) Большой эффект термического упрочнения, что связано с большим пресыщением закаленной β -фазы. Распад пересыщенной β -фазы при старении обеспечивает повышение прочности сплава в 1,5-1,7 раза.
- d) Высокую прокаливаемость; сплавы прокаливаются практически при всех сечениях промышленных полуфабрикатов.
- e) Более удачное сочетание механических свойств: высокой прочности, пластичности, вязкости разрушения, сопротивление коррозионному растрескиванию.
- f) Высокую коррозионную стойкость, особенно при большом содержании молибдена.
- g) Малую склонность β -титановых сплавов к водородной хрупкости.

Во второй главе приведен химический состав 2^х исследованных плавок сплава ВТ35, из которых по стандартной технологии на ВСМПО были изготовлены листы на прокатном стане ДУО-250, которые после термической обработки в вакуумной печи СНВ 3.1.1 имели следующие механические свойства: $\sigma_b = 767-791$ МПа; $\delta = 18,3-21,6\%$. Металлографический анализ выполнялся на оптическом микроскопе «Neofot-30». Рентгеновские исследования проводили на дифрактометре ДРОН-4.07 в фильтрованном K_{α} медном излучении. Для изучения текстуры

рассчитывали полюсную плотность по методу Морриса и строили обратные полюсные фигуры для β -фазы.

Испытания на твердость проводили на приборе Роквелла по шкале С. Испытания на растяжение проводили на универсальной испытательной машине FP-100 при нормальной температуре с начальной скоростью деформации $1,4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Испытания на сжатие выполняли на цилиндрических образцах на лабораторном гидравлическом прессе ПМ-125 с начальной скоростью деформации $2,4 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$.

Штампуемость листовых заготовок оценивали по минимальному радиусугиба, предельным коэффициентам вытяжки и отбортовки. Испытание на изгиб проводили на приборе НГ-2 на стандартных цилиндрических оправках.

Коэффициенты вытяжки и отбортовки оценивали путем штамповки круглых заготовок с различными диаметрами внешнего контура или отверстия. Испытание осуществляли на вытяжном штампе, оснащенный наружным кольцом.

Текстуру прокатки сплава ВТ35 исследовали с помощью метода обратных полюсных фигур (ОПФ). Снимали полные спектры в Си К α -излучении с Ni-фильтром при напряжении 35KW и величине анодного тока 25 mA. Полюсную плотность определяли по отношению интенсивностей соответствующих рефлексов (hkl) для текстурированного образца и бестекстурного порошкового эталона с нормировкой по факторам повторяемости.

Исследование влияния термической обработки на механические свойства сплава ВТ35 были поведены на прутках $\text{Ø}10$ мм, изготовленных на ВИСе гарнисажной плавкой из чистых компонентов. Из этих компонентов был выплавлен слиток с химическим составом: 2,7%Al; 14%V; 2,85%Cr; 3,1%Sn; 0,8%Mo; 0,8%Zr; 0,12%O₂; 0,10%C; 0,011%H₂, из которого был изготовлен пруток $\text{Ø}50$ мм. Из прессованной заготовки прокаткой при 1100⁰С за несколько переходов был получен пруток $\text{Ø}10$ мм. Пруток в виде бухты

был охлажден на воздухе. Механические свойства прутка определяли на образцах диаметром 3мм и длиной 150мм. Они составили $\sigma_b = 857\text{МПа}$; $\delta = 12\%$; $\psi = 41,9\%$.

В главе 3 приведены результаты исследований по влиянию термической обработки на структуру и твердость сплава ВТ35.

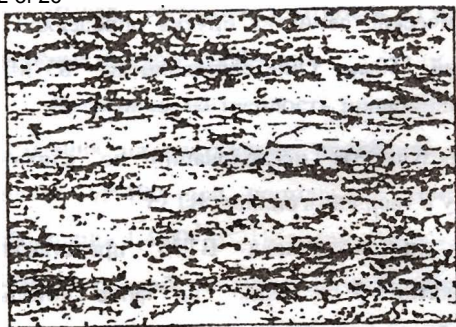
Структура холоднокатаных листов сплава ВТ35 представляет вытянутые по направлению прокатки β – зерна, на фоне которых наблюдаются полосы сброса. Однако, полуширина дифракционных максимумов β – фазы мало зависит от степени деформации. С увеличением степени холодной деформации текстурованность листов возрастает. В итоге возникает многокомпонентная текстура прокатки $(112) \langle 111 \rangle + (111) \langle 321 \rangle + (100) \langle 310 \rangle$.

При нагреве холоднокатаных листов из сплава ВТ35 до достаточно высоких температур в них протекают процессы полигонизации и рекристаллизации. Одновременно происходит распад метастабильной β -фазы.

На рисунке 1 представлена микроструктура холоднокатаных листов сплава ВТ35 после различных режимов обработки. Механические свойства холоднокатаных листов составили:

- а) исходное состояние: $\sigma_b = 820\text{ МПа}$; $\sigma_{0,2} = 800\text{ МПа}$; $\psi = 36\%$; $\delta = 12\%$;
- б) после рекристаллизационного отжига (700°C , 1 ч): $\sigma_b = 780\text{ МПа}$; $\sigma_{0,2} = 720\text{ МПа}$; $\psi = 56\%$; $\delta = 26\%$.

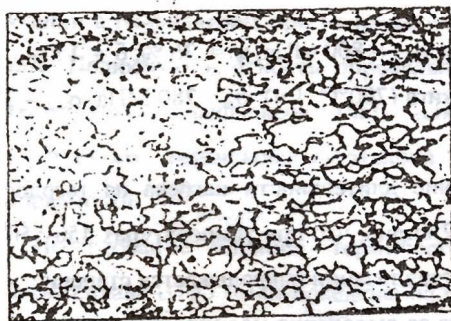
На рисунке 2 показано влияние длительности нагрева на твердость листов из сплава ВТ35. Из рисунка 2 видно, что при температурах $450\text{--}550^\circ\text{C}$ на процессы полигонизации и рекристаллизации накладывается старение, что приводит к повышению твердости из-за выделения мелкодисперсных частиц α -фазы. Повышение температуры нагрева приводит к снижению твердости из-за увеличения степени полигонизации и укрупнения α -частиц. Наибольшая твердость достигается после нагрева при 450°C в течение более 5 ч.



а) 450°C, 30 мин.



б) 650°C, 30 мин.



в) 700°C, 30 мин.

Рисунок 1. Микроструктура холоднокатаных листов сплава ВТ35 после различных режимов обработки.

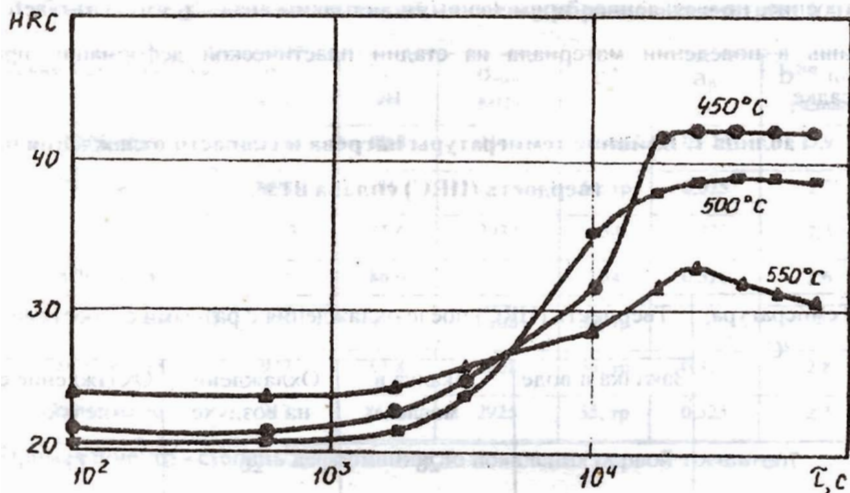


Рисунок 2. Влияние длительности нагрева на твердость листов из сплава ВТ35.

Исследованы оптимальные режимы закалки, обеспечивающие наилучшую технологичность при холодной деформации. В таблице 1 приведены данные по влиянию температуры нагрева и скорости охлаждения на твердость (HRC) сплава ВТ35, а в таблице 2 влияние указанных параметров на предельную деформацию (%) до появления первой трещины. Приведенные данные показывают, что сплав ВТ35 обладает наилучшей технологической пластичностью после нагрева до β – области (820°C) и охлаждением в воде, масле и на воздухе. Охлаждение образцов с печью приводит к существенно меньшей предельной степени деформации.

Результаты испытаний на осадку образцов диаметром 6 мм приведены в таблице 3.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что, несмотря на одинаковую микроструктуру, параметры решетки и ширину рефлексов, β – фаза, полученная закалкой в разных условиях, имеет различное тонкое

строение, не выявленное примененными методами анализа, что сказывается лишь в поведении материала на стадии пластической деформации при осадке.

Таблица 1. Влияние температуры нагрева и скорости охлаждения на твердость (HRC) сплава ВТ35.

Температура, °C	Твердость (HRC) после охлаждения с разными скоростями			
	Закалка в воде	Закалка в масле	Охлаждение на воздухе	Охлаждение с печью
700	27	28	26	27
740	26,6	26,5	26	28
780	27,5	27,0	26,5	27
820	27	25,5	26,5	27

Таблица 2. Влияние температуры нагрева и скорости охлаждения на предельную степень деформации (%) сплава ВТ35 до появления первой трещины.

Температура, °C	Предельная степень деформации (%) после охлаждения с разными скоростями			
	Закалка в воде	Закалка в масле	Охлаждение на воздухе	Охлаждение с печью
700	58	59	56	51
740	62	65	65	57
780	68	67	70	52
820	73	72	73	58

Таблица 3. Результаты испытаний на осадку образцов диаметром 6 мм.

Режим термообработки	σ_T , МПа	P_{max} , кН	σ_{max} , МПа	ϵ , %	a_β , нм	$b^{200} \cdot 10^{-3}$, радиан
700°C, вода	918	90,8	3110	57, тр	0,326	3,9
740°C, вода	898	86	2925	54, тр	0,325	2,2
780°C, вода	1013	85,6	2932	>54	0,325	2,5
820°C, вода	925	86,0	2925	>54	0,326	2,6
780°C, с печью	935	86,4	3108	57, тр	-	-
780°C, воздух	927	84,8	2808	54, тр	0,325	2,8
780°C, масло	912	86,00	2925	55, тр	0,325	2,3

Примечание: тр - степень деформации до появления первой трещины

Диаграмма изотермического распада β - фазы после закалки с 780°C и охлаждения в воде, на воздухе и с вакуумной печью приведена на рисунке 3.

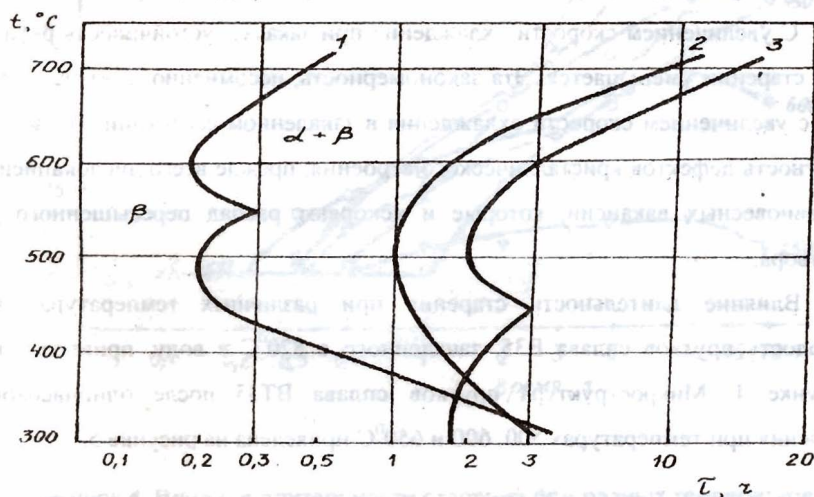


Рисунок 3. Диаграмма изотермического распада β -фазы в сплаве ВТ35 после различных режимов термообработки. Температура нагрева под закалку 780°C: 1-закалка в воду; 2-закалка на воздухе; 3-вакуумная закалка.

Диаграмма характеризуется двумя минимумами устойчивости β -фазы (при 500 и 600°C). При температурах, ниже 500°C, зарождение α -фазы происходит по бездиффузионному механизму, а выше 500°C по диффузионному. Это различие в механизмах зарождения α -фазы приводит к двум минимумам устойчивости β -фазы с повышенной устойчивостью при промежуточной температуре ($\approx 550^\circ\text{C}$). При этой температуре степень распада β -фазы меньше, чем при более низких и более высоких температурах.

После вакуумной закалки диаграмма изотермических превращений также характеризуется двумя минимумами устойчивости, но они смещены к более низким температурам. После закалки с охлаждением на воздухе двух минимумов устойчивости β -фазы не наблюдается. Тем не менее, нет оснований полагать, что в этом случае не действуют разные механизмы зарождения α -фазы при пониженных и повышенных температурах. Скорее всего в данном случае не удалось экспериментально эти минимумы разделить.

С увеличением скорости охлаждения при закалке, устойчивость β -фазы при старении уменьшается. Эта закономерность, несомненно, связана с тем, что с увеличением скорости охлаждения в закаленном состоянии возрастает плотность дефектов кристаллического строения, прежде всего дислокацией и неравновесных вакансий, которые и ускоряют распад пересыщенного β -раствора.

Влияние длительности старения при различных температурах на твердость прутков сплава В35, закаленного в 820°C в воду, приведена на рисунке 4. Микроструктура прутков сплава ВТ35 после одночасового старения при температурах 500, 600 и 650°C приведена на рисунке 5.

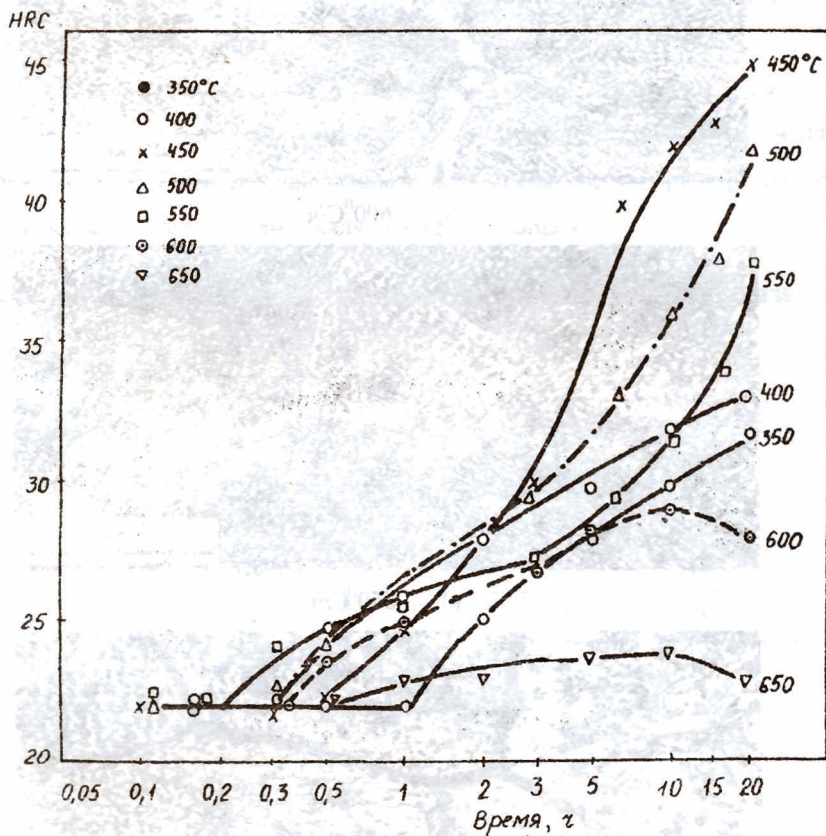


Рисунок 4. Влияние длительности старения при разных температурах на твердость прутков сплава ВТ35, закаленного с 820°C в воду.

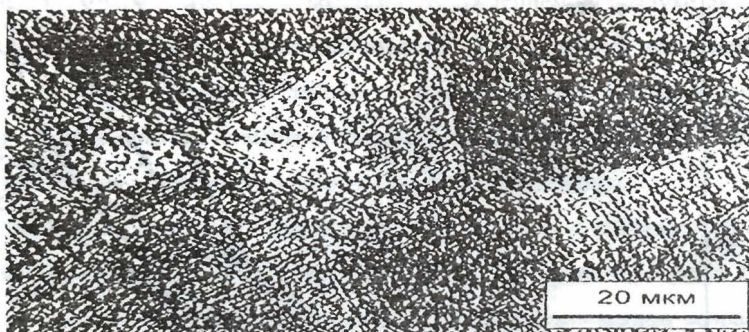
а) 500⁰С/чб) 600⁰С/чв) 650⁰С/ч

Рисунок 5. Микроструктура прутков сплава ВТ35 после одночасового старения при температурах: 500 (а); 600 (б); 650⁰С (в).

В главе 4 рассмотрено влияние холодной деформации на твердость и фазовые превращения в сплаве ВТ35 при старении.

Для псевдо - β сплавов наибольшую технологическую пластичность, достаточную для холодной высадки, как было показано выше, обеспечивает закалка с температуры β - области. После высадки детали подвергают старению для обеспечения ресурсных характеристик.

Холодная деформации обычно ускоряет процессы распада пересыщенных твердых растворов. Эта закономерность справедлива и для сплава ВТ35. Деформация при комнатной температуре ускоряет распад β -фазы в большей степени, чем закалка в воде (таблица 4).

Таблица 4. Длительность старения до начала распада β -фазы.

Температура старения, °С	Время до начала распада, мин		
	Закалка из β -области в воде	Фиксация β -фазы при отжиге в вакууме	
		Ненагартованные образцы	Нагартованные образцы
350	120	120	40
400	120	120	10
450	14	180	<5
500	12	150	<5
550	20	120	<5
600	14	180	<5

Изменение твердости нагартованных и ненагартованных образцов в результате старения при разных температурах показано на рисунке 6.

Твердость нагартованных образцов естественно больше, чем ненагартованных, из-за наклепа.

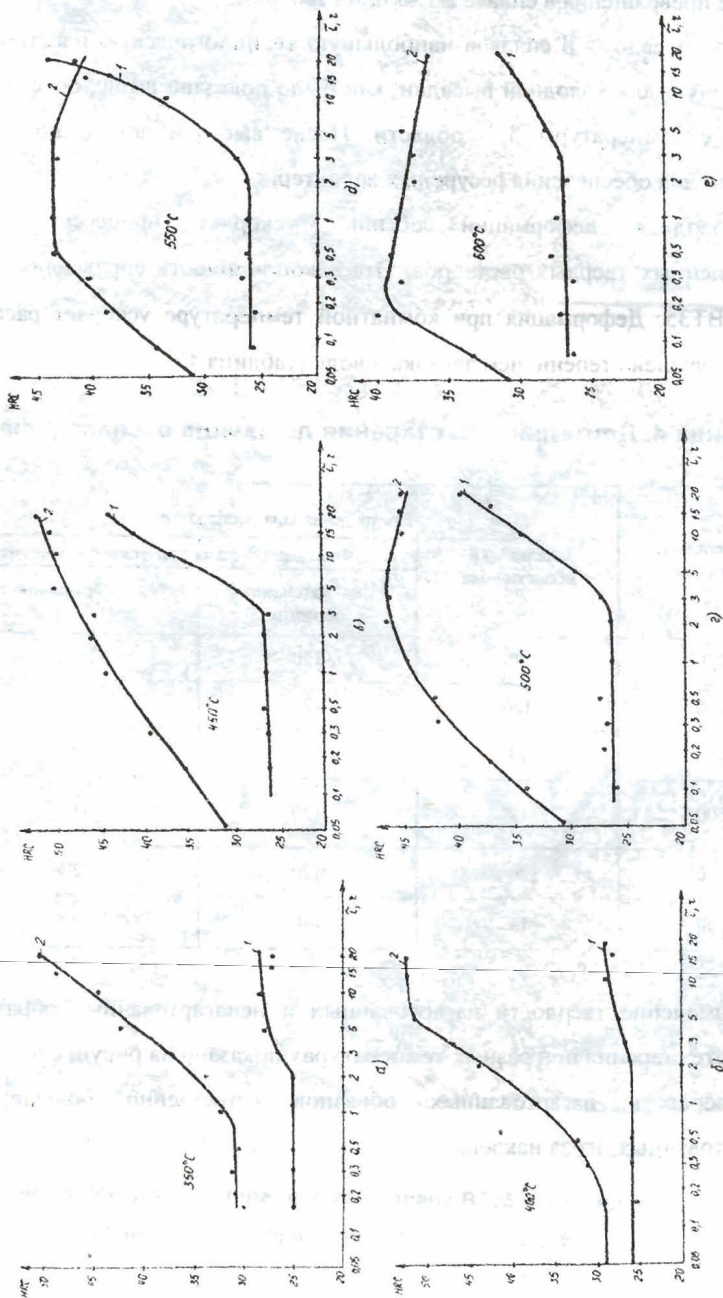


Рисунок 6. Изменение твердости ненагартованных (1) и нагартованных (2) образцов сплава VT35 с исходной β -структурой после старения при температурах °C: а-350; б-400; в-450; г-500; д-550 и е-600.

Для всех кривых характерен инкубационный период, спустя который твердость начинает повышаться. Длительность инкубационного периода при старении нагартованных образцов существенно меньше, чем для ненагартованных, из-за того, что наклеп ускоряет начало распада β -фазы. Длительность инкубационного периода при распаде β -фазы приведена в таблице 4. При всех исследованных температурах старения твердость ненагартованных образцов остается практически постоянной при выдержках до 2-3 часов и лишь спустя 5 часов начинает повышаться, особенно сильно при температуре 450°C . Твердость нагартованных образцов, напротив, сильно возрастает. При этом начало увеличения твердости уменьшается с повышением температуры старения. При температурах $450-600^{\circ}\text{C}$ существенное повышение твердости наблюдается после самой небольшой исследованной длительности старения – 5 минут. При температурах старения $450-600^{\circ}\text{C}$ твердость с увеличением длительности старения повышается до некоторого максимума, а затем уменьшается. С повышением температуры старения, длительность старения, соответствующая этому максимуму, уменьшается, а сам максимум становится ниже.

Описанные закономерности соответствуют классическим теориям дисперсионного твердения: с повышением температуры и длительности старения процессы распада метастабильной фазы переходят от упрочняющей стадии, к установившемуся упрочнению, а затем к перестариванию.

Глава 5 посвящена вопросам разработки высокоэффективной технологии изготовления высокоресурсных крепежных деталей из сплава ВТ35 холодным пластическим деформированием. Сплав ВТ35 имеет в своей структуре значительно большее содержание ванадия по массе и пониженное содержание молибдена $\leq 1\%$ по массе. Этот сплав подвергается предварительной термообработке одновременно с прокаткой прутков при температуре несколько ниже $\alpha+\beta/\beta$ – перехода ($\leq 800^{\circ}\text{C}$) и заключительную операцию по обработке давлением прутков заканчивают при температурах соответствующих $(\alpha+\beta)$ области, при которых металл, хотя бы частично

сохраняет нагартовку и полной рекристаллизации не происходит; охлаждение прутков производят на воздухе; после холодной пластической деформации и накатывания резьбы производят старение при температурах 450-550⁰С. В итоге после закалки структура псевдо - β сплава ВТ35 представлена небольшим количеством первичной α - фазы и метастабильной β - фазой с большой плотностью дислокаций. При старении зарождение упрочняющих фаз происходит на дислокациях, что в конечном итоге приводит к структуре, представленной очень мелкими равномерно расположенными частицами α - фазы в β матрице. Такой механизм распада β -фазы не приводит к образованию по границам β - зерен оторочек α - фазы. Эти оторочки оказывают отрицательное влияние на механические свойства сплава, снижая характеристики пластичности и трещиностойкости. Поэтому после закалки при температуре, соответствующей ($\alpha+\beta$) области, сплав ВТ35 обладает повышенными характеристиками прочности, пластичности, вязкости и сопротивления коррозионному растрескиванию по сравнению с β закалкой. Старение при температурах 450-550⁰С позволяет получать предел прочности в диапазоне 1150-1350 МПа, в зависимости от требований к конструкции изделия. Эксплуатационная температура повышается до 350⁰С без ограничения ресурса эксплуатации, что почти вдвое выше, чем у изделий из сплава ВТ16.

Таблица 5. Результаты статических и динамических испытаний болтов, изготовленных по разным технологиям.

Способ изготовления болтов	σ_b , мПа	$\sigma_{0,2}$, мПа	$\tau_{ср}$, мПа	Ψ , %	Малоцикловая усталость		Многоцикловая усталость, $K=0,42$ N _{ср}
					K=0,6	K=0,75	
					N _{ср}		
1. Предлагаемый способ	1200-1350	1050-1150	790-830	36	-	34000	136780
2. Способ прототип	1160	1100	780	64	33172	-	124000
3. Холодная высадка с деформационным упрочнением	1091	1000	810	48,6	12340	-	69700

В таблице 5 приведены результаты статических и динамических испытаний болтов, изготовленных из сплава ВТ35 (предлагаемый способ) и

Выводы по результатам проведенных исследований:

1. Установлены основные закономерности поведения сплава ВТ35 в закаленном состоянии при холодном пластическом деформировании и последующем старении, позволившие разработать технологические процессы изготовления крепежных изделий с высокой прочностью и эксплуатационным ресурсом.
2. На основе разработанной диаграммы фазовых и структурных превращений в сплаве ВТ35 проанализированы причины его упрочнения при разных температурах.
3. В закаленном сплаве ВТ35 β -фаза механически стабильна, поэтому в процессе пластической деформации мартенситного превращения не происходит.
4. Критическая степень деформации при осадке до появления первой трещины и глубина выдавливания по Эриксену возрастают с повышением температуры нагрева под закалку в β -области. Предельная степень деформации в пределах 73% достигается после закалки с $T=820^{\circ}\text{C}$ и охлаждением в воде, в масле или на воздухе, за счет фиксации метастабильной β -фазы.
5. Построена диаграмма начала распада β -фазы при различных температурах старения после закалки сплава ВТ35 в воде. Диаграмма изотермического распада β -фазы в сплаве ВТ35 при старении характеризуется двумя минимумами устойчивости β -фазы: а) при 500°C (12 мин.) и б) при 600°C (14 мин.). Критическая скорость охлаждения, выше которой фиксируется одна β -фаза, составляет 25град/мин.
6. При фиксации β -фазы вакуумным отжигом при температурах β -области с последующим охлаждением со скоростью, больше критической, распад β -фазы при старении происходит медленнее, чем при фиксации β -фазы закаленной в воде, что обусловлено меньшей концентрацией неравновесных вакансий. С увеличением скорости охлаждения, при закалке диаграмма изотермических превращений при старении смещается в сторону меньших выдержек.
7. Холодная деформация ускоряет распад β -фазы в сплаве ВТ35 в процессе старения при температурах $350-600^{\circ}\text{C}$, инкубационный период при этом уменьшается в десятки раз. Деформация при комнатной температуре ускоряет распад β -фазы при старении в большей степени, чем закалка в воде, благодаря эффекту наклепа.
8. При всех исследованных температурах старения твердость ненагартованных образцов остается практически постоянной при выдержках до 2-3ч. и лишь спустя 5 часов начинает повышаться, особенно сильно при температуре 450°C . Твердость нагартованных

образцов сильно возрастает, при этом начало увеличения твердости уменьшается с повышением температуры старения. При температурах 450-600⁰С существенное повышение твердости наблюдается уже после старения 5 минут. При температурах старения 450-600⁰С твердость с увеличением длительности старения повышается до некоторого максимума, а затем уменьшается. С повышением температуры старения длительность старения, соответствующая этому максимуму, уменьшается, а сам максимум становится ниже. Это говорит о том, что с повышением температуры и длительности старения процессы распада метастабильной β -фазы переходят от упрочняющей стадии к установившемуся упрочнению, а затем к перестариванию.

9. Максимально достигаемая твердость при старении нагартованных образцов (50-52 HRC) существенно больше, чем при старении образцов, закаленных из β -области в воду (40-43 HRC), за счет образования более мелкодисперсной α - фазы из-за наклепа.

10. Режимы упрочняющей термообработки для нагартованных заготовок сплава ВТ35 должны быть скорректированы по сравнению со стандартными режимами для ненагартованного металла.

11. Ожидаемый экономический эффект от разработанной технологии составит 3379859,5 руб.

Основное содержание работы отражено в следующих публикациях

1. Володин В.А., Воробьев И.А., Воробьев А.И. Высокопрочные титановые сплавы для ответственных элементов конструкций. Н.Новгород, Волго-Вятское изд., 2003. 224с.
2. Володин В.А., Колачев Б.А., Воробьев А.И., Моисеев В.Н., Воробьев И.А. Влияние старения на структуру и твердость закаленного сплава ВТ35.- Известия Вузов, Цветная металлургия, 2004, №5. - С. 42-47.
3. Володин В.А., Колачев Б.А., Воробьев А.И., Моисеев В.Н. «Влияние холодной деформации на упрочнение сплава ВТ35 при старении». Митом, №12, 2004. - С. 20-23.
4. Колачев Б.А., Володин В.А., Воробьев А.И., Воробьев И.А., Мамонова Ф.С. Влияние старения на фазовый состав и твердость закаленных прутков сплава ВТ35.- Известия ТулГУ, Серия Металловедение, вып.4, 2003. - С. 137-142.
5. Колачев Б.А., Володин В.А., Полькин И.С., Низкин И.Д., Воробьев А.И. Влияние условий охлаждения при закалке на технологические

свойства закаленного сплава ВТ35. – Технология легких сплавов, №1, 2005. – С. 7-10.

6. Воробьев И.А., Воробьев А.И. К вопросу о пластичности материалов. Межвузовский сборник «Материаловедение и высокотемпературные технологии», НГТУ, Н.Новгород, вып.1, 1999. – С. 92-94.
7. Воробьев И.А., Воробьев А.И. Оценка механических свойств и ресурса долговечности элементов конструкций по замерам твердости (НВ). Межвузовский сборник «Материаловедение и высокотемпературные технологии», НГТУ, Н.Новгород, вып.1, 1999. – С. 130-132.
8. Воробьев А.И. Принципы легирования (выбора) титановых сплавов для высокопрочных деталей крепления. Межвузовский сборник «Новые технологии в машиностроении, металлургии, материаловедении и высшем образовании», НГТУ, Н.Новгород, 2001. – С. 256-259.
9. Колосова Т.М., Воробьев А.И. К вопросу о выборе технологии для повышения долговечности элементов конструкций и инструмента. Межвузовский сборник научных трудов «Управление старением отливок и слитков», НГТУ, Н.Новгород, 1998. – С. 85-87.
10. Воробьев И.А., Воробьев А.И. Володин В.А. Выбор материалов и технологий в машиностроении, НГТУ, Н.Новгород, 1998, ч.1 - 44с., ч.2 - 26с.
11. Воробьев А.И. патент № 2197555, 2003, 8с.