

УДК 620.22

Н.П. Зайчук., П.П. Савчук, Н.Ю. Імбірович, Д.Ю. Шух
Луцький національний технічний університет**СТРУКТУРНИЙ СТАН КОРПУСУ ВЕНТИЛЯТОРА ЗІ СПЛАВУ ОТ4-1**

У статті розглянуто структурні зміни сплаву ОТ4-1 внаслідок зварювання різними зварними матеріалами та під дією впливу температури відпалу. Здійснено порівняльну характеристику приведених структур.

Вступ. З науково-практичного досвіду різного роду підрозділів по ремонту авіаційної техніки відомо, що найбільш вигідним та ефективним способом ремонту деталей з титанових сплавів, при виникненні втомних тріщин є аргонно-дугове зварювання. Дуже актуальним є ремонт корпусу вентилятора. Тому основною метою проведеної роботи є вивчення структури зварного шва отриманого при аргонно-дуговому зварюванні з використанням різних присадних сплавів титану.

Враховуючи, що корпус вентилятора газотурбіного двигуна виготовлено з титанового сплаву ОТ4-1 використовують аргонно-дугове зварювання, як один з способів уникнення негативних наслідків підвищення температури в зоні зварювання та навколо неї.

Задачі дослідження. Для розробки найбільш ефективної технології зварювання тріщин корпусу вентилятора, є актуальними дослідження в напрямку вибору найкращого присадного матеріалу. Склад присадного матеріалу напряму впливає на структуру та властивості зварного шва.

Методики досліджень. Корпус вентилятора виготовляється з листового матеріалу методом зварювання. Більшість елементів корпусу отримують гарячим штампуванням з листового титану товщиною 1,5...2 мм. При цьому використовують один з найбільш пластичних сплавів титану – однофазний α -сплав ОТ4-1.

Для дослідження структурного стану сплаву були залучені методи оптичної металографії. В дослідженнях використовували оптичні мікроскопи МІМ-8, МІМ-10, МБС-10, МЕТАМ R13-23Е. Завдяки традиційним особливостям сплавів титану застосували як макро- так і мікроскопічні дослідження структури. Для виявлення структури застосували хімічне травлення традиційними реактивами для травлення титанових сплавів: розчин плавикової та соляної кислот в воді.

Результати досліджень. При таких дослідженнях було встановлено, що структурний стан корпусу вентилятора загалом зберігає початкову структуру сплаву ОТ4-1 в стані поставки, тобто структуру листового титану, з якого штамнують окремі деталі корпусу. Лист титану отримують гарячою прокаткою. При цьому, для сплаву ОТ4-1 характерно утворення так званої ліквацийної рівномірної смужчатої структури, що особливо помітно при невеликих збільшеннях (рис. 1). За допомогою бального методу оцінки встановлено, що смужкоподібна структура відповідає четвертому балу згідно шкали еталонних структур для оцінки ліквацийної нерівномірної та рівномірної смужчатості в листах сплаву ОТ4-1 в стані поставки.

При більших збільшеннях мікроскопа (рис. 2) можна бачити рівноосні зерна α -фази сплаву ОТ4-1. Дрібнозернистий стан, що нагадує по зовнішньому вигляду структуру деформованого аустеніту, характеризується розміром зерен порядку 5...10 мкм. Таку структуру відносять до першого типу структур титанових сплавів – рівноосна поліедрична структура. За сучасною термінологією сплави з таким розміром зерен відносять до сплавів з наддрібним зерном, які схильні до розвитку надпластичності.

Утворення смужчатих рівноосних структур характерно для сплавів титану з незначною кількістю α -стабілізаторів при їх деформації нижче температур $\alpha \leftrightarrow \beta$ -перетворення. При цьому руйнуються старі границі великого α -зерна з утворенням дрібнозернистої β -фази рівноосного вигляду.

Сплави титану є досить чутливими до термічних циклів, тому в залежності від їх параметрів різко змінюється фазовий склад та, як наслідок механічні властивості. В процесі аргонно-дугового зварювання завдяки швидкому нерівномірному за часом нагріву та охолодження значно змінюються властивості металу в зонах, які зазнають термічного циклу зварювання.

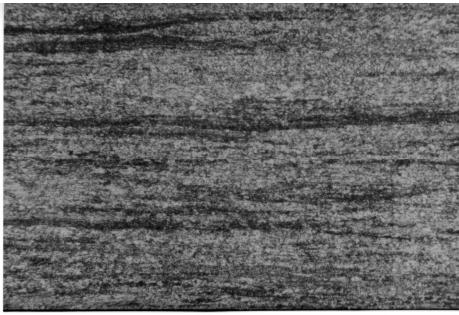


Рис. 1. Макроструктура сплаву OT4-1 корпусу вентилятора. Смужчата структура листового титану в стані поставки. $\times 100$

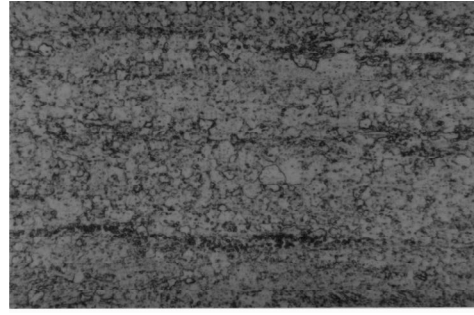


Рис. 2. Мікроструктура сплаву OT4-1. Відносна поліедрична структура α -фази. $\times 100$

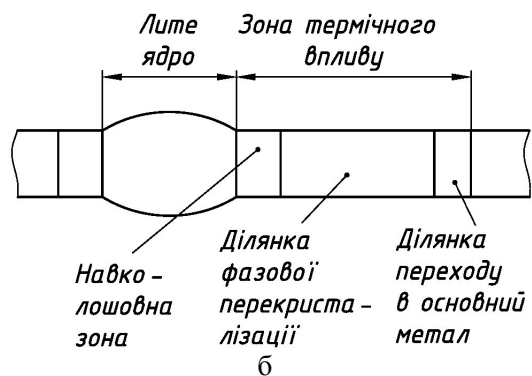
Враховуючи особливості зварювання тріщин та умови роботи корпусу вентилятора, при зварюванні використовували два сплави присадного дроту: VT20 та VT1. З огляду на хімічний склад даних сплавів осередок литого металу шва може набувати: більшого ступеня легуваності в порівнянні з основним металом при використанні сплаву VT20 та меншого – при використанні сплаву VT1.

Отже, при дослідженнях намагалися, також визначити вплив ступеня легування осередку литого металу шва на механічний стан зварного з'єднання для вибору оптимального сплаву присадного дроту при зварюванні тріщин корпусу вентилятора.

При приготуванні макро- та мікрошліфів для уникнення завалів на торцевій поверхні шва, пластинки титану заливали епоксидною смолою. Це також спрощувало утримування зразків при шліфуванні та поліруванні. Макроструктуру зварного з'єднання досліджували на мікроскопі МБС-10. При цьому після травлення зразків були виявлені дві принципово різні зони – зварного шва та термічного впливу (рис. 3). Загальний розмір зварного з'єднання з врахуванням зон термічного впливу визначили прямим вимірюванням за допомогою штангенциркуля. При цьому встановлено, що загальний розмір з'єднання не залежить від присадного матеріалу та становить 16...18 мм.



а



б

Рис. 3. Макроструктура зварного з'єднання: а – макрознімок; б – схема

Вивчали особливості формування структури кожної зони зварного з'єднання (рис. 4, 5) при збільшенні мікроскопа у 100 раз в прямому освітленні мікрошліфа. Мета таких досліджень полягала в можливості проведення якісного аналізу впливу легування при зварюванні різними присадочними сплавами (VT20, VT1), та впливу відпалу на стан зварного шва.

При формуванні зони термічного впливу зміни у структурі викликані рекристалізаційними процесами, що мають місце внаслідок особливостей початкового стану сплаву OT4-1. Для корпусу вентилятора цей стан характеризується волокнистою будовою з дрібним зерном та ліквідаційною шаруватістю, що характерно для сплавів титану після гарячої пластичної деформації.

У зоні зварного з'єднання, де метал нагрівається до температури плавлення і певний період часу знаходиться в рідкому стані, можливе утворення крихких фаз, підвищення активності газів, розвиток хімічної неоднорідності. Як видно з рисунку 4 (а), посередині зварного шва утворюється

мартенситна β -фаза, яка має вигляд голок. Для того, щоб покращити в'язко-пластичні характеристики і таким чином міцність при циклічних навантаженнях регулюють хімічний склад литої зони, рафінують, модифікують, змінюють умови кристалізації, проводять відпал та інше.

Зона термічного впливу – це область основного металу, яка нагрівається в процесі зварювання в інтервалі температур T_p (температури початку рекристалізації) до $T_{пл}$ (температури плавлення). Цю зону умовно можна розділити на три: навколошовну зону, ділянку фазової перекристалізації і ділянку переходу в основний метал (рис. 3).

Найбільш різкі зміни структури і властивостей відбуваються при нагріві до температури вище кінця фазового перетворення, тобто в зоні навколо шва, або як її ще називають – зона сплавлення. Величина цієї зони залежить від слідуєчих факторів: методу і режимів зварювання, складу сплаву, товщини, умов зварювання. Саме ця зона має значення при оцінці зварюваності і працездатності зварного з'єднання.

Як ми бачимо з рис. 4 (а) в цій зоні структура мало чим відрізняється від структури центру зварного шва. Чітко виділяються границі великих зерен β -нестабільної фази, в середині яких утворилась α' -фаза.

Далі іде ділянка, де метал нагрівається в межах температурного інтервалу часткової фазової перекристалізації, а після неї ділянка поступового переходу в основний метал.

Довжина кожної ділянки і зони термічного впливу залежить від способу зварювання, витрат погонної енергії і характеру термічного циклу.

Термічний цикл зварювання і швидкість нагріву впливають на температурні інтервали фазових областей.

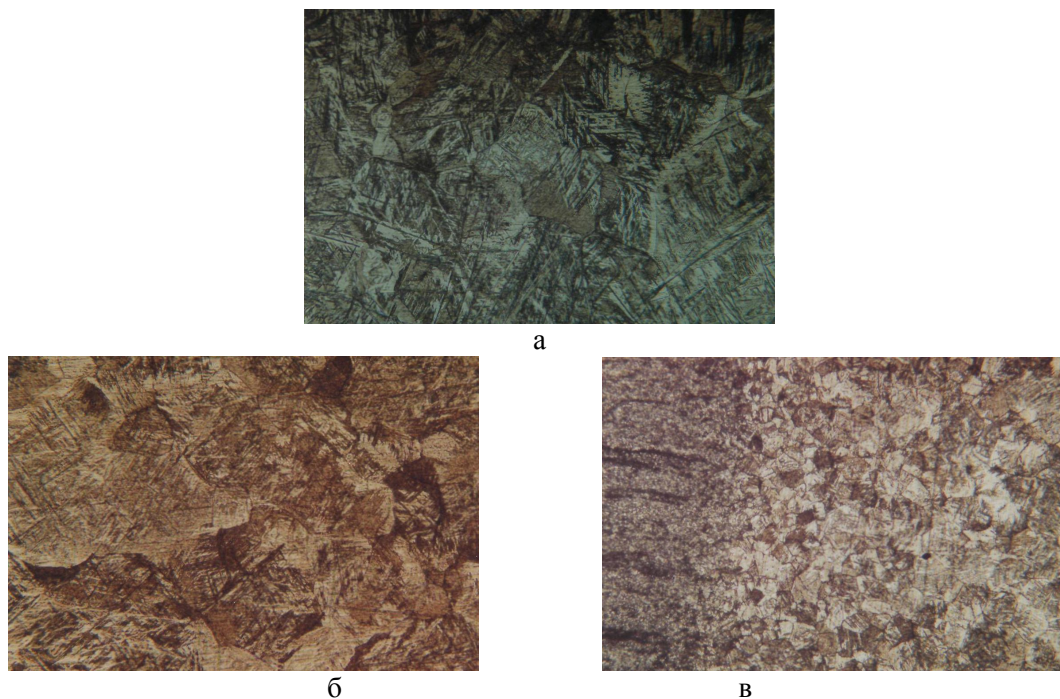


Рис. 4. Мікроструктура зони термічного впливу. Присадний матеріал VT20: а – навколошовна зона; б – ділянка фазової перекристалізації; в – ділянка переходу в основний метал. $\times 100$.

На межі зони термічного впливу з основним металом при дослідженні структурних змін спостерігається поява структури (рис. 4, в) зернистої будови в результаті полігонізаційних процесів, пов'язаних з явищем повернення. По мірі наближення до шва, тобто з підвищенням максимальної температури нагріву, зерна збільшуються і стають більш чіткими (рис. 4, б). Напруження, які виникають в результаті нерівномірного нагріву прискорюють цей процес. Всередині зерна мають голчату будову, яка нагадує сліди двійникування – це перенасичена α' -фаза.

Характер структури мало змінюється до температурної межі часткової фазової перекристалізації. Кількісне співвідношення фаз залежить від ступені і характеру легування. В

усіх випадках рекомендується присадочний матеріал, який зменшує степінь легування шва порівняно із основним металом. Це знижує ступінь перенасиченості α' -фази в швах і таким шляхом дозволяє підвищити пластичність зварних з'єднань.

Сплав VT20 системи Al-Mo-V-Zr є типовим сплавом з малим вмістом ізоморфних β -стабілізаторів в межах їх розчинності в β -фазі. Кількість залишкової β -фази в ньому незначна, тому метал шва і навколошовної зони має голчасту будову α' -фази. Тому його пластичність поступається пластичності основного металу і шов стає схильним до крихкого руйнування.

Для структури шва, виконаного присадним дротом з технічного титану марки VT1, характерна наявність голчато - пластинчастої α' - фази. Але ці виділення менші і дрібніші ніж при використанні дроту з VT20. Прослідковується збільшення дрібнодисперсності α' -фази і кількості β -фази залишкової в зоні термічного впливу (рис. 5 (а)).

З наведеного вище слідує, що зменшити вміст пересиченої α' -фази і β -залишкової фази, а, як наслідок, падіння пластичності шва можна застосуванням присадочних дротів з нелегованого титану або з утриманням до 1,0...1,5% β -стабілізаторів. В випадку використання високолегованих присадних матеріалів пластичність зварного шва різко знижується.

Особливо важливе значення для зварного шва має процентний вміст в них домішок газів. Це пов'язано з більш різким впливом домішок проникнення на властивості литого металу, ніж деформованого і значно більшою ймовірністю забруднення шва по всьому січенню порівняно з зоною термічного впливу. Максимальна кількість газів в швах повинна бути менша, ніж в основному металі, що досягається чистотою присадного дроту. Сплави VT20 і VT1 відповідають цій умові.

Розмір зерен по довжині зварного з'єднання для обох присадних матеріалів суттєво не відрізняються, хоча в центрі литого осередку зерна сплаву VT1 дещо менші ніж сплаву VT20 (рис. 6)

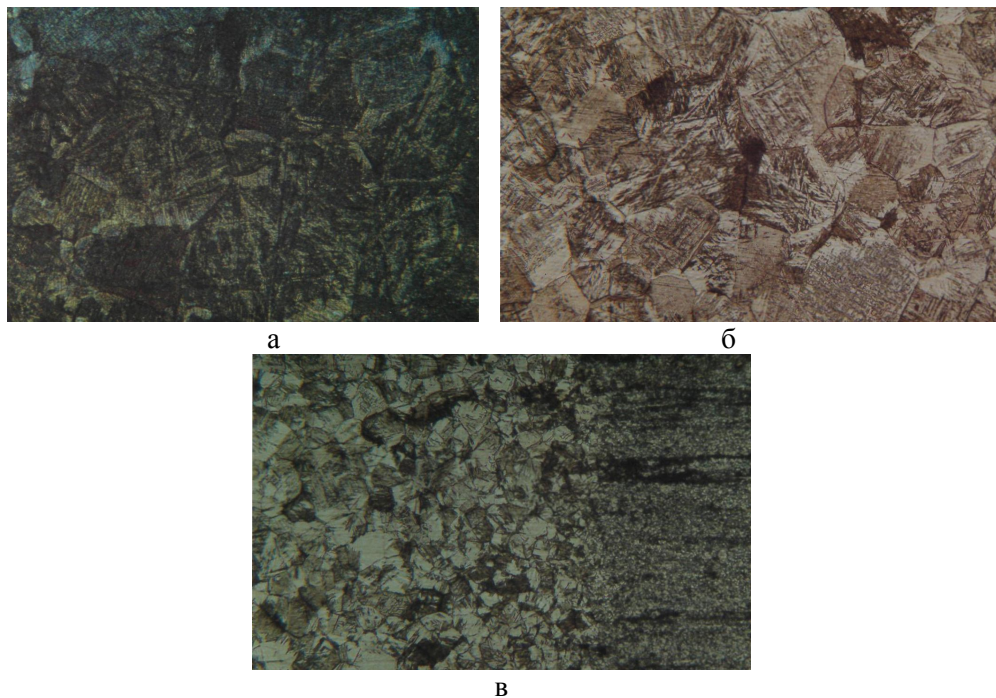


Рис. 5. Мікроструктура зони термічного впливу. Присадний матеріал VT1. $\times 100$:
а – навколошовна зона; б – ділянка фазової перекристалізації; в – ділянка переходу в основний метал

Як було встановлено мікроструктурними дослідженнями суттєві зміни структурного стану, при використанні різного за характером легування присадного матеріалу, спостерігається для литого осередку зварного шва та навколошовної зони. В цих зонах, за рахунок розплавлення, відбувається легування литого металу, що викликає суттєві зміни структури та властивостей. Тому при зварюванні високолегованим сплавом VT20, завдяки підвищенню ступеня легування зварного

шва β -стабілізаторами (Mo, V), формується грубо дисперсна структура мартенситної α' -фази, яка виявляється і в навколошовній зоні – зоні сплавлення з основним металом.

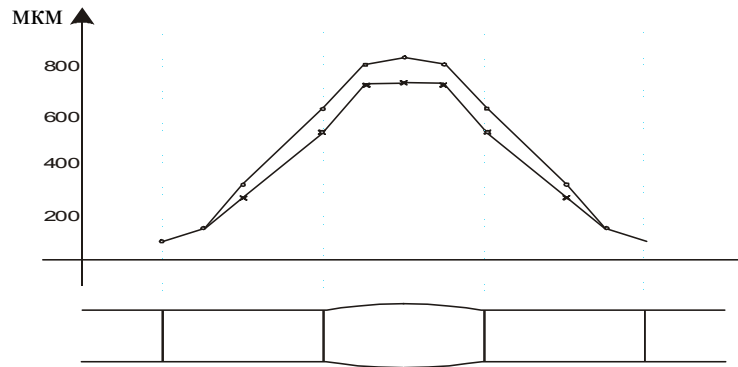


Рис. 6. Зміна розміру зерна по довжині зварного з'єднання

Як було встановлено мікроструктурними дослідженнями суттєві зміни структурного стану, при використанні різного за характером легування присадного матеріалу, спостерігається для литого осередку зварного шва та навколошовної зони. В цих зонах, за рахунок розплавлення, відбувається легування литого металу, що викликає суттєві зміни структури та властивостей. Тому при зварюванні високолегованим сплавом BT20, завдяки підвищенню ступеня легування зварного шва β -стабілізаторами (Mo, V), формується грубо дисперсна структура мартенситної α' -фази, яка виявляється і в навколошовній зоні – зоні сплавлення з основним металом.

При використанні в якості присадного матеріалу технічного титану BT1 розмір початкового β -зерна зберігається таким самим як і для сплаву BT20, проте суттєво змінюється форма виділення мартенситної α' -фази. При порівнянні мікроструктур чітко видно формування дрібнодисперсної α -фази. Крім того в структурі спостерігається присутність залишкової β -фази, яка є темною на травленій поверхні мікрошліфа і, загалом, виявляється лише в зоні литого осередку шва.

Відпал зварних конструкцій з титанових сплавів проводять з метою зняття залишкових напружень, які виникають в наслідок швидкого охолодження від високих температур. При цьому використовують режим неповного відпалу при 550...650 С як для α -, так і для ($\beta + \alpha$)-сплавів.

Для корпусу вентилятора після заварювання тріщин за існуючою технологією передбачено відпал при 550 ± 10 С. При такій температурі початкова волокниста структура гарячекатаного сплаву титану OT4-1 не зазнає змін, що дозволяє зберегти вигідну текстуру деформації та ультрадрібне зерно α' -фази. Крім того обмеження по температурі відпалу обумовлені також більш інтенсивним розвитком процесів забруднення матеріалу домішками проникнення при підвищенні температури відпалу. Це викликає зменшення в'язкопластичних характеристик як основного металу, так і металу зварного шва, що значно понижує міцність при циклічних навантаженнях. Тому в роботі вивчалися перетворення в зварних з'єднаннях, отриманих з використанням різних за характером легування присадочних матеріалів, при температурі відпалу 550 ± 10 С.

Мікроструктурними дослідженнями виявлено певні особливості впливу нагріву до 550 С на різні зони зварного з'єднання. Встановлено, що при відпалі не змінюється структура зони рекристалізації та зони переходу в основний метал. Зміни структурного стану спостерігали лише в зоні зварного шва та навколошовній зоні.

При зварюванні шва сплавом BT20 відпал зварного з'єднання супроводжується подрібненням грубих пластин α' -фази (рис. 7) та загальним зрівноваженням структури. На початковий розмір зерна β -фази відпал при 550 С не впливає. Такі явища особливо характерні для зони зварного шва і мають прояв також в навколошовній зоні.

Відпал зразків, що зварювались з сплавом BT1 викликає навпаки зменшення дрібнодисперсності мартенситної α' -фази (рис. 7, б). Пластинки α' -фази стають грубішими, що може бути пов'язано з поглинанням більш дрібніших пластинок менш дрібнішими, а також розпадом залишкової β -фази. Такі явища в багатьох літературних джерелах пов'язують з розвитком процесів старіння при нагріванні малолегованих сплавів титану.

При швидкому охолодженні від температур β -області в структурі зварного шва залишається пластична β -фаза, що при нагріванні розпадається на α -фазу, яку на представленій мікроструктурах видно як білі поля.

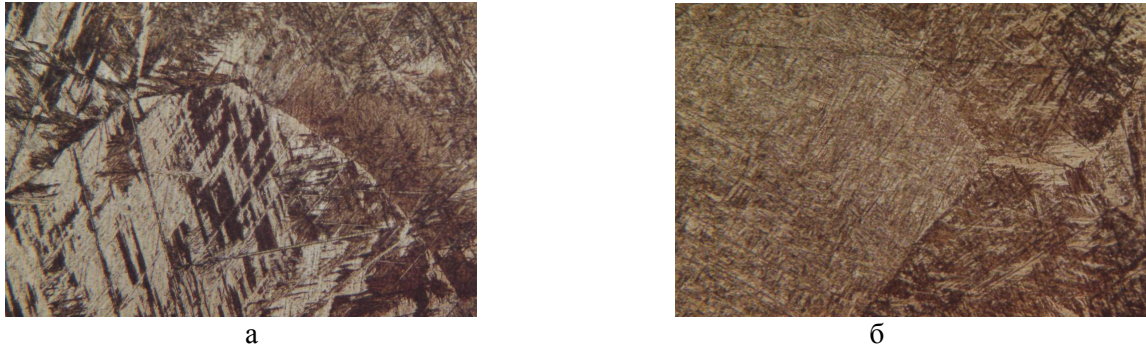


Рис. 7. Мікроструктура зварного шва: при зварюванні сплавом VT20(а) при зварюванні сплавом VT1(б), після відпалу. Протравлено. $\times 100$

Висновок. Формування структури зварного шва при зварюванні титанового сплаву OT4-1 суттєво залежить від ступення легування присадочного дроту. Використання технічного титану VT1, на відміну від сплаву VT20, дозволяє отримати більш дрібнодисперсну структуру литого осередку зварного шва. Встановлено, що при зварюванні сплаву OT4-1 технічним титаном марки VT1 відпал мало впливає на підвищення в'язкопластичних характеристик зварного шва.

Враховуючи результати досліджень та особливості існуючої технології ремонту корпусу вентилятора в якості присадочного дроту при заварюванні тріщин можливо використовувати технічно чистий титан марки VT1.

1. Жаропрочные стали и сплавы. Справочное издание. Масленков С.Б. – М: Металлургия, 1983. – С. 192.
2. Гецов А.Б. Детали газовых турбин. – Л.: Машиностроение, 1982.– 296 с.
3. Коломыйцев П.Т. Газовая коррозия и прочность никелевых сплавов. – М.: Металлургия, 1984. – С. 215.
4. Коррозионно-механическое разрушение металлов и сплавов/ Петров Л.Н., Сопрунок Н.Г. – Киев: Наукова думка, 1991. – С. 216.
5. Абраимов Н.В., Елисеєв Ю.С., Крылов В.В. Авиационное материаловедение и технология обработки металлов: Учебное пособие для вузов – М.: Высшая школа, 1998. – С. 444.