

析出硬化型ステンレス鋼製フックの破断事故に関する調査

材料加工部 松岡 一祥、千田 哲也、林 慎也、勝又 健一、
高橋 千織、古谷 典子、矢野不二夫
氷海技術部 北村 茂
装 備 部 間島 隆博
特別研究官 渡邊 巖
海上保安庁 西森 勇

Investigation on the Fracture of a Hook Made of
a Precipitation Hardening Stainless Steel

by

Kazuyoshi MATSUOKA¹, Tetsuya SENDA¹, Shinya HAYASHI¹,
Kenichi KATSUMATA¹, Chiori TAKAHASHI¹, Noriyuki KOTANI¹,
Fujio YANO¹, Shigeru KITAMURA², Takahiro MAJIMA³,
Iwao WATANABE⁴ and Isamu NISHIMORI⁵

Abstract

Fracture of a hook of a launching strop during lifting a launch on a patrol vessel is investigated in detail. The hook was made of a precipitation hardening stainless steel (JIS SUS630) and therefore this accident may be one of the typical problems accompanying the use of high-performance materials. There was no apparent deformation in the hook and the fracture surface exhibited features commonly observed in brittle fracture, such as chevron patterns in macroscopic observations and quasi-cleavage fracture in scanning electron microscopy. Hardness measurement revealed that the material was harder than expected for the prescribed heat treatment conditions. Charpy impact energy was less than one-half of the value in the literature. Elemental distribution maps obtained by electron-probe microanalysis showed segregations of the major additives including chromium, nickel and copper. The distribution patterns suggest that the segregations were likely formed during the die forging. These segregations may have formed low-toughness phases in the matrix. It is concluded that non-uniform microstructure with substantial segregation is responsible for the brittleness, or low toughness, probably caused by inadequate forging conditions such as low temperature and high pressing speed. Finally, more careful temperature control during the manufacturing, particularly during the forging, is proposed for prevention of this type of fracture.

1 Materials and Processing Division

2 Arctic Vessel and Low Temperature Engineering Division

3 Ship Equipment and Marine Environment Division

4 Director of the Special Research

5 Maritime Safety Agency

原稿受付 平成9年10月9日

審査済 平成10年3月11日

目次

1. 緒言	60
1.1 はじめに	60
1.2 フックの仕様・製作方法	60
1.3 調査項目と手順	61
2. 調査結果	61
2.1 材料の性質（文献等による調査）	61
2.2 破断面の観察	62
(1) 目視観察	62
(2) 破断起点付近の SEM（走査電子顕微鏡）観察	62
(3) 内部欠陥の観察	63
2.3 機械的性質の計測	64
(1) 硬さ測定	64
(2) シャルピ衝撃試験	64
2.4 組成・組織分析	65
(1) 元素分析（定性・定量分析）	65
(2) 元素の分布	65
(3) X線回折による分析	68
3. 考察	68
3.1 破断の原因	68
3.2 対策と検査方法の提言	69
(1) 製造方法の見直し	69
(2) 超音波による損傷評価の試み	69
4. まとめ	69
謝辞	70
参考文献	70

1. 緒言

1.1 はじめに

高強度材料の使用による機器の小型軽量化は、船用機器の高性能化の方策のひとつである。熱処理により微量元素を析出させて強化する材料である析出硬化型ステンレス鋼（PH ステンレス鋼）は、1000MPaレベルの強度を有する高強度材料であり、シャフト、ポンプ、バルブ等に広く使用されている。一方で、一般に高強度材料は靱性が低くなる傾向があり、衝撃的な荷重により脆性的な破壊を起こすことがある。析出硬化型材料では、強度や硬さ等の機械的性質は熱処理により決定される。熱処理条件の選択にあたって強度と靱性のバランスに配慮する必要があるほか、製作・加工時にも温度管理には特に注意を要する。

平成8年（1996年）9月に巡視船に搭載された警備救難艇を吊下げるランチング・ストロープのフックが破断し、搭載艇が片吊り状態になる事故が発生した。破損したフックは析出硬化型ステンレス鋼の一種であるSUS 630で製作されていた。事故原因として材質に問題がある可能性が認められたため、この事故が材料の高性能化に伴う問題として重要であると考えて詳細

な原因調査を行った。

1.2 フックの仕様・製作方法

ランチング・ストロープ用フックはSUS630製の鍛造品である。搭載艇の重量は満載状態で3000kgfとされ、同型のランチング・ストロープ2本で吊り下げることになっている。安全係数を6として、安全荷重は $(3000/2) \times 6 = 9000\text{kgf}$ で設計されている。製造されたフックは、ランチング・ストロープに組み立てた状態で3000kgfの静荷重試験を受けている。事故を起こしたフック（以下、破損フックという）は、平成6年（1994年）2月の使用開始以来これまでに異常の報告はなく、同型のフックについての事故の報告例もない。また、事故発生時の使用状況については、異常な低温、衝撃的な荷重の負荷、取り扱い手順の誤り等の想定外の状況はなかったと報告されている。

フックは、100個を単位として製造され、その手順は図1-1に示すように、概ね以下の通りであったと報告されている。材料は直径42mmの丸棒で入手し、フック1個分の長さに切断し、1150℃に加熱して所定の厚さに鍛造により伸ばした後、フック形状に曲げる。ショット・ブラストをかけた後、再度1150℃に加熱して、空冷鑄型を用いた型鍛造により成形する。この鍛造はエア・ハンマーを使って1回の加圧で完了する。バリ取りのためのグラインダー研磨を行い、ショットブラストをかけ、酸洗いをしてから傷等の検査を行う。錆をグラインダーで除去し、研磨して仕上げる。成形されたフックは、シャックル、ロープ返しを取り付けるため

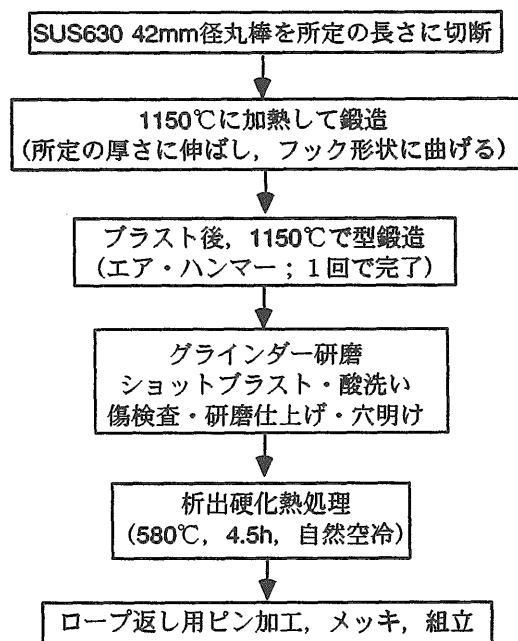


図1-1 フック製造のフロー

の穴明け加工を行ったのち、析出硬化のための時効熱処理を行う。温度は580℃で4.5h保持した後、自然空冷される。ロープ返し用ピン加工、メッキ等の表面処理を行って最終的に組立てられる。完成後、アムスラー横型引張試験機で静荷重試験(3000kgf)を行い、変形等の異常の有無を検査する。

1.3 調査項目と手順

まず、破断の過程を明らかにするために、外観検査、破面の観察を行った。また、機械的性質を調べるために破損フックから試験片を切り出し、硬さ測定とシャルピ衝撃試験を行った。さらに、材質の問題を検討するために、破面近傍の断面について、EPMA(電子プローブマイクロアナライザー)で元素分析を行った。試料としては、表1-1に示すように、破損フック(試料Bとよぶ)のほかに、破損フックとペアで使用され

表1-1 調査に用いた試料

記号	試料	備考
B	破損フック	
P	破損品とペアのフック	製作時期は破損品と同じ
N	未使用フック	製作ロットは破損品と異なる
R	SUS630棒材	熱処理H1150

ていた同一製作ロットのフック(試料P)、製作時期の異なる未使用フック(試料N)及び別途入手したSUS 630棒材(非鍛造品、表2-2の熱処理記号ではH1150、試料Rとよぶ)を適宜参照材として用いた。

2. 調査結果

2.1 材料の性質(文献^{1)~6)}等による調査)

フックに使用されたSUS 630(17-4PHステンレス鋼)は、Armco Steel Corp.で開発された代表的な

析出硬化型ステンレス鋼の一つで、シャフト、ポンプ、バルブ等に広く使用されている。高強度であり、マルテンサイト系ステンレス(たとえばSUS 410等)に比較して成形性、溶接性、耐食性に優れている。化学成分のJIS規格¹⁾は表2-1に示すとおりである。主な添加元素として17%Cr、4%Ni、4%Cuを含む鋼で、時効処理を行うことにより炭素量の低いマルテンサイト中に銅を主成分とする微細析出相を生成させて高強度化する。炭素の含有量を低く(0.07%以下)抑えることで固溶化熱処理後の硬さを低減し、加工性を向上させている。また、炭化物を形成させて炭素を安定化し、マルテンサイトの硬度を低くするためニオブを添加している。

表2-2に示すように、本材料の性質は熱処理により決定される。1020℃~1060℃の固溶化温度からの急冷(S処理)によりマルテンサイト組織となる。マルテンサイト変態を完了させるためには、32℃以下に冷却する。銅を含む強化相を析出させるための析出硬化熱処理(または時効処理、H処理ともいう)は、目的とする強度、硬さ、靱性のかねあいにより、最適の温度を選択することになっている。実績値として示されているデータを表2-3にまとめた^{2,3)}。もっとも低温で処理されるH900処理では、最高の強度と硬さが得られるが靱性は低く、熱処理温度が高くなるほど強度と硬度は低下し靱性が向上するという傾向を示す。製造方法に示されたこのフックの熱処理条件はH1075に相当する。

加工に当たり留意すべき点として、文献にいくつかの指摘が示されている。銅は析出硬化に必要な元素であるが、過大に含有すると熱間加工性が低下して製造が困難になるとともに靱性が低下する。偏析により濃度のばらつきの起きやすい铸造品等では銅を3%以下

表2-1 SUS630の化学組成(JIS¹⁾)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Nb
≤0.07	≤1.00	≤1.00	≤0.040	≤0.030	3.00~5.00	15.00~17.50	3.00~5.00	0.15~0.45

表2-2 熱処理条件と機械的性質(JIS¹⁾)

熱処理			機械的性質						
記号	条件		耐力(MPa)	引張強さ(MPa)	伸び(%)	絞り(%)	硬さ		
							HB	HRC	Hv相当
固溶化	S	1020~1060℃ 急冷					≤363	≤38	≤380
析出硬化	H 900	S処理後 470~490℃ 空冷(AC)	≥1175	≥1310	≥10	≥40	≥375	≥40	≥400
	H 1025	S処理後 540~560℃ 空冷(AC)	≥1000	≥1070	≥12	≥45	≥331	≥35	≥350
	H 1075	S処理後 570~590℃ 空冷(AC)	≥860	≥1000	≥13	≥45	≥302	≥31	≥320
	H 1150	S処理後 610~630℃ 空冷(AC)	≥725	≥930	≥16	≥50	≥277	≥28	≥290

表2-3 文献^{2),3)}に示された熱処理条件と性質

記号	熱処理条件	機械的性質								出典
		耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	絞り (%)	硬さ			シャルビ (J/cm ²)	
						H B	HRC	Hv相当		
H 900	1038℃×1h AC+482℃×1h AC	1276	1379	14	50	420	44	440	20	ステンレス 鋼便覧(棒 材) ²⁾
H 1025	1038℃×1h AC+552℃×4h AC	1138	1172	15	56	352	38	370	47	
H 1075	1038℃×1h AC+579℃×4h AC	1034	1138	16	58	341	36	360	54	
H 1150	1038℃×1h AC+621℃×4h AC	862	1000	19	60	311	33	330	68	
S	固溶化熱処理(詳細不明)	1000	1098	15	55	330	35	350		鉄鋼便覧 ³⁾
H 900	固溶化+482℃×1h AC	1274	1372	14	50	420	44	440		
H 1150	固溶化+620℃×4h AC	862	1000	19	60	311	33	330		

に抑える方がよいとされる。また、クロム、ニッケルのバランス上、 δ フェライト相が残存するため熱間加工性はあまりよくないとされる。特に大型の鍛造では、表面および中心部に割れが発生しやすい。このため、鍛造の圧下量を小さくし、鍛造温度範囲を1120~1180℃に保持する等の注意が必要とされる。鍛造終了後の冷却は空冷でよいが、いったん鍛造前の加熱温度に再加熱することが望ましい。また、耐食性に関しては、塩化物水溶液等により応力腐食割れを生じることがあり、割れ感受性は強度が高いほど大きいとされる。

2.2 破断面の観察

(1) 目視観察

図2-1に、フックの全体写真を示す。破断面の破面はほぼ完全に合致する。また、破片を組み合わせた状態でロープ返しの開閉が可能であり、全体の寸法変化(伸び)はほとんどない。

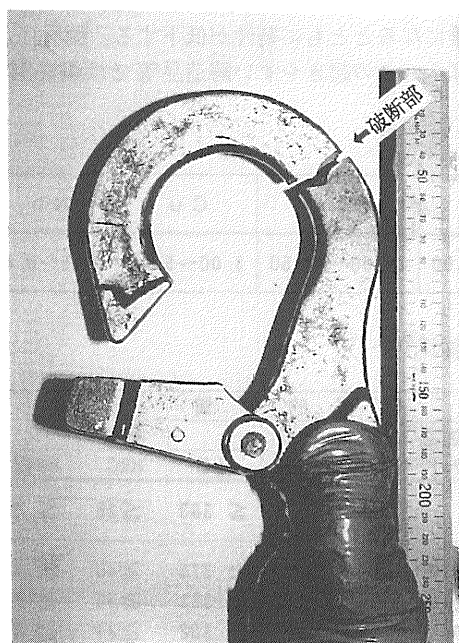


図2-1 破断したフックの外観

図2-2に破断面の光学写真を示す。周辺にはシャー・リップ(shear lip)とみられる傾斜部分が観察されたが、中央部は平坦な梨地状破面で、シェブロン・パターン(chvron pattern、山形模様または矢筈模様)が観察される。その山形の頂点方向に、幅7mm、最大深さ1mmの腐食による変色部があり、あらかじめ存在したき裂(以下、初期き裂という)と考えられる。破断面の特徴は、この初期き裂が起点となった脆性的な破壊であることを示唆している。また、内部(写真のV部)には、多数の筋状のき裂が観察された。

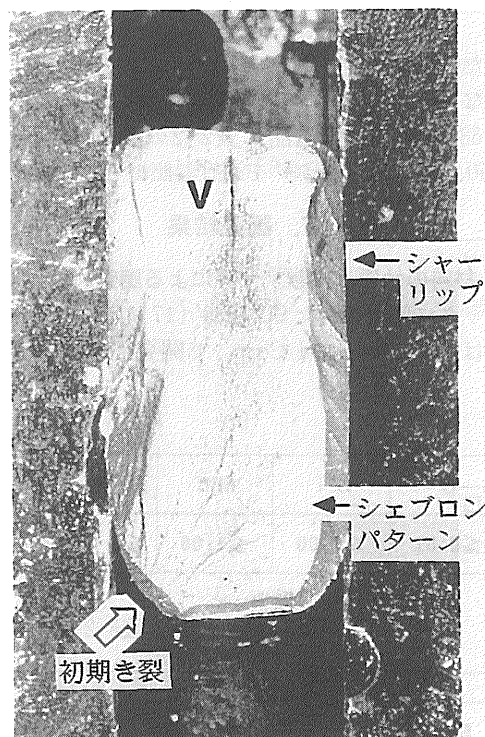


図2-2 フックの破断面のマクロ写真

(2) 破断起点付近のSEM(走査電子顕微鏡)観察

初期き裂(破断の起点と思われる変色部分)付近のSEM写真を図2-3に示す。今回の破断の開始点と思われるシェブロン・パターンの頂点付近(「観察位置」

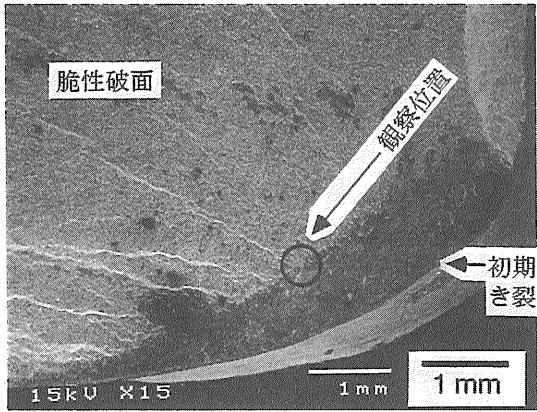


図2-3 破断面のSEM(走査電子顕微鏡)写真

として示した部分)について、さらに詳細に観察したものを図2-4及び図2-5に示す。変色のあった初期き裂は、図2-4の写真ではC部であるが、腐食生成物に厚く覆われており、観察からは初期き裂が形成された原因は特定できなかった。しかし、古いき裂であること及び鋭くないこと等から、鍛造または曲げ加工時にできたき裂またはシワである可能性が高い。梨地状でシェブロン・パターンが観察された部分はQ部である。へき開面または粒界面(ファセット)等の明確な脆性

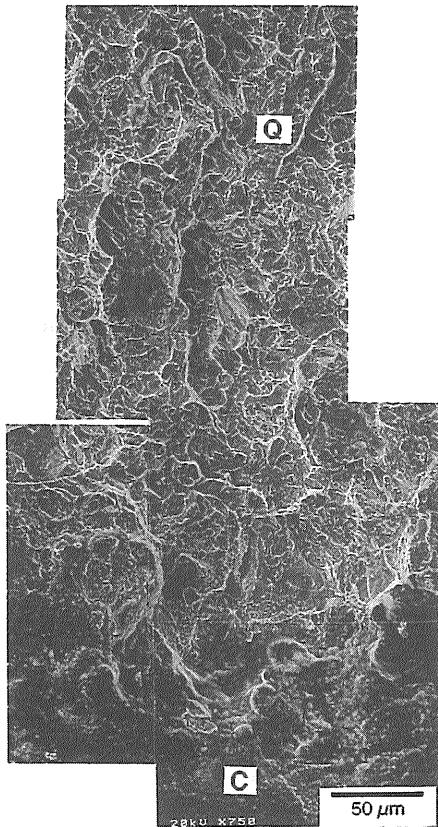


図2-4 破断起点近傍のSEM写真

破壊面ではないが、延性的特徴は少なく、脆性破壊で生じる破面的一种である擬へき開破面とみられる。図2-5は、初期き裂と脆性破面の境界付近の高倍率写真である。一部に介在物と思われる粒子(写真中のP部)が存在するほか、初期き裂から擬へき開破面への遷移領域付近に、微小なディンプル状またはマイクロボイド状の破面(写真中のD部)がみられる。

破面観察から破壊のプロセスを推定すると、もともと存在した初期き裂(変色部)を起点とする脆性的な破壊により破断に至ったと考えられる。初期き裂の先端で、応力腐食割れや腐食反応から生じる水素による水素脆化割れ等が起き、初期き裂が急激に進展したことにより今回の脆性破壊が誘発されたという可能性もあるが、破面からはこれらを裏付ける明確な特徴は見いだされなかった。

(3) 内部欠陥の観察

厚さ方向の中心線付近(図2-2のV部)にみられた筋状の欠陥(き裂またはボイド)のSEM写真を図2-6に示す。今回の破断の直接的原因とは考えにくい位置ではあるが、この材料では、鍛造時の温度が低すぎたり変形量が過大であると表面及び中心部に割れを発生しやすいとされており、型鍛造の物質の流れに沿った方向であることから、鍛造時に発生した欠陥である

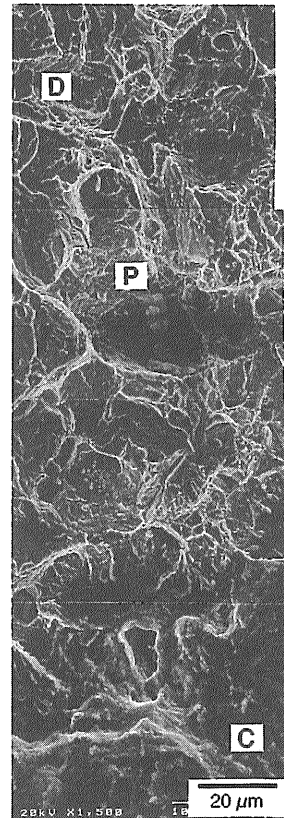


図2-5 破断起点近傍の高倍率SEM写真

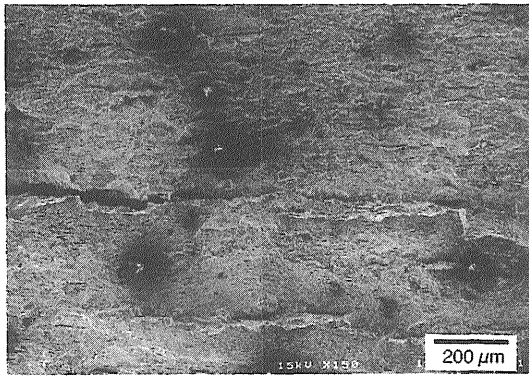


図2-6 内部欠陥のSEM写真(図2-2のV部)

と考えられる。このような欠陥の存在は鍛造時の温度・加工速度に問題があったことを示唆し、初期き裂が鍛造時に形成されたとする推定とも合致する。

2.3 機械的性質の計測

(1) 硬さ測定

硬さは簡便な測定で、機械的性質(強度・靱性)との関連もあるデータが得られるため、破面近傍の断面の、図2-7に示す各位置でピッカース硬さ測定(300g、15s)を行った。その結果は、表2-4に示すように、断面5カ所での測定でのそれぞれ5点測定した平均値が382から402までの範囲であった。位置による差は小さく、全体を平均すると391であった。JIS G 4303ではH1075材の下限値のみが規定(HB302以上、Hv320以上に相当)されており、これを満たしてはいるが、実績値である360²⁾と比較するとかなり高い。高硬度の熱処理を行うと強度は向上するが靱性は低下する傾向があり、本材料は設計値より脆化している可能性が高い。

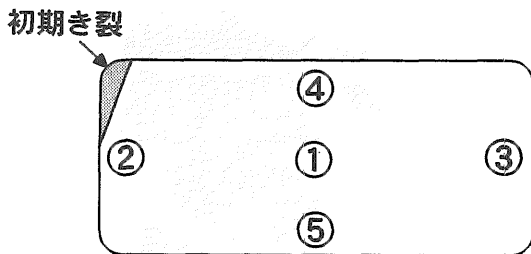


図2-7 硬さ測定箇所

表2-4 硬さ測定結果

測定場所	①	②	③	④	⑤	全体平均
硬さ(5点平均)	382	386	395	402	389	391

(2) シャルピ衝撃試験

材質の脆化が疑われるため、破損フック(試料B)及び製作ロットの異なる未使用フック(試料N)からシャルピ試験片(JIS 3号試験片)をそれぞれ2点切り出して、0℃におけるシャルピ衝撃エネルギーを測定した。試料採取位置を図2-8に示す。ノッチはフックの内側曲面方向に設けた。衝撃エネルギーの測定結果を表2-5に示す。衝撃エネルギーは試料Nで約60Jであったが、試料Bでは約20Jと1/3程度に低下していた。文献²⁾に示されるH1075材のシャルピ衝撃エネルギー(室温)は約54Jであり、破損品ではこれを大きく下回ってH900材に近い値であった。なお、文献²⁾では0℃と20℃の値の差は8%程度であり、試料Nの結果は文献値よりわずかに高い。

図2-9は、荷重の測定結果であるが、試料Nに比較して、試料Bでは一瞬に破壊が起きている。図2-10に示すように、シャルピ試験の破面を観察すると、試料Bでは脆性的(擬へき開破面)であったのに対して試料Nでは延性的な特徴(ディンプル)があわせて観察された。これらの試験から、破損フックの材料が、熱処理条件からの想定より高硬度・低靱性であったことがわかった。

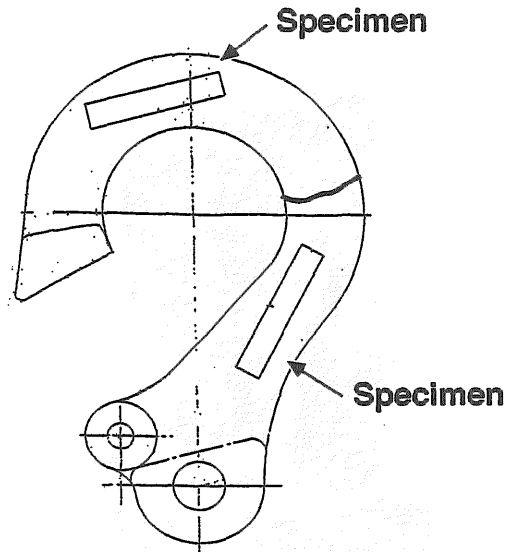


図2-8 シャルピ試験片採取位置

表2-5 シャルピ衝撃試験結果

	破損フック(B)	未使用フック(N)
衝撃エネルギー(J)	20.6	59.8
衝撃値 (J/cm ²)	25.7	74.8

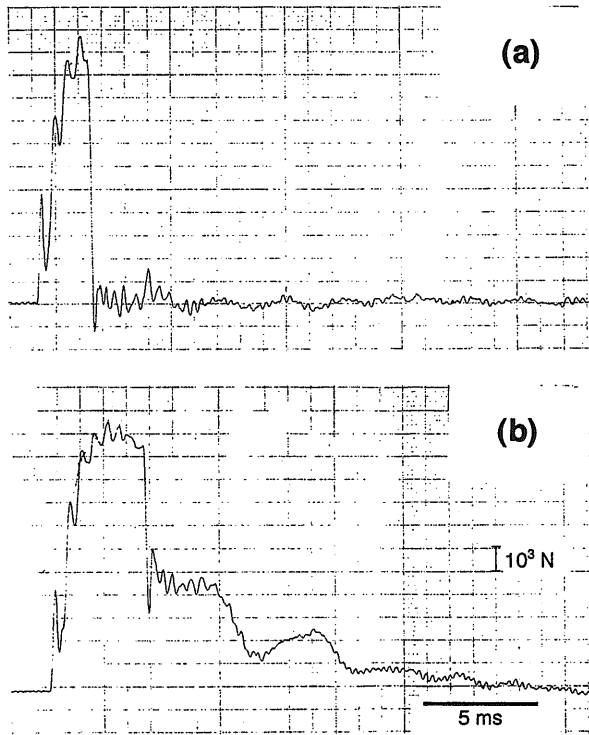


図2-9 シャルピ衝撃試験における時間-荷重曲線。
横軸は時間、縦軸は荷重；
(a) 試料B、(b) 試料N

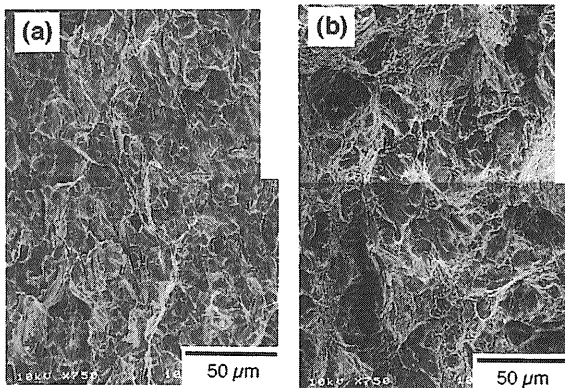


図2-10 シャルピ衝撃試験後の破断面のSEM写真；
(a) 試料B、(b) 試料N

2.4 組成・組織分析

硬さ、シャルピ衝撃エネルギーがともに H900～H1025材程度の値であることから、析出硬化処理の温度が低すぎたことが疑われるが、析出硬化熱処理の炉の温度記録を見る限りでは温度履歴に問題はなかった

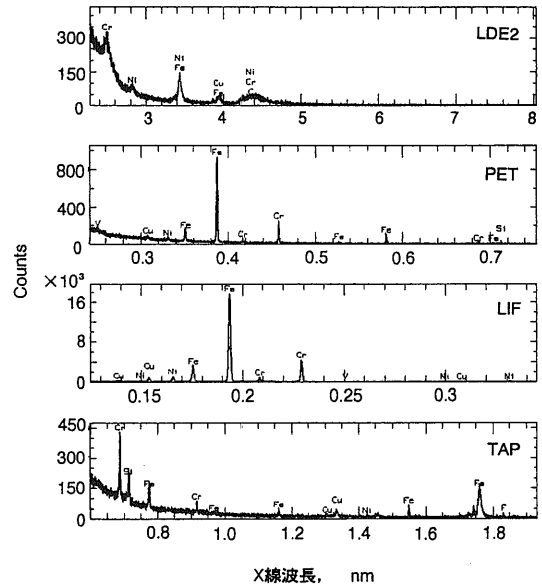


図2-11 EPMA による定性分析 (試料B)

と考えられる。そこで、脆化の原因を調べるためにEPMA (電子プローブ・マイクロアナライザ) による化学分析を行った。

(1) 元素分析 (定性・定量分析)

まず、化学組成が規格に適合しているかを調べるために、定性・定量分析を行った。図2-11は破損フック材の定性分析の結果で、存在が明確に確認できた元素は、C、Si、Cr、Fe、Ni、Cuであった。主な元素について、断面内9箇所定量分析を行った。断面内の分析位置による差は小さく、平均値は表2-6の通りであった。表2-6の組成は、表2-1に示す SUS630の JIS 規格の範囲内であった。

(2) 元素の分布

次に、主な構成元素について、破断部近くの断面7箇所において、150 μm×150 μmの範囲で面分析 (マッピング) を行い、元素の相対的な分布を調べた。代表的な結果を図2-12に示す。濃度は図中の右に示す区分に従った色 (高濃度から順に白-ピンク-赤-黄…) で表される。主な構成元素のなかで鉄 (Fe) は均一に分布しているが、クロム (Cr) には帯状または粒子状に濃度の高い領域があり、その部分ではニッケル (Ni) と銅 (Cu) の濃度が低く、これらの元素は偏析していることがわかった。Crが富化している領域ではNiとCuの固溶量が十分ではなく、Fe-Cr相を形成していると考えられる。

表2-6 EPMA による化学成分分析結果 (質量%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Nb	Al	V	Co	Fe
0.008	0.259	0.592	—	—	3.787	16.279	3.165	0.214	0.054	0.059	0.033	74.704

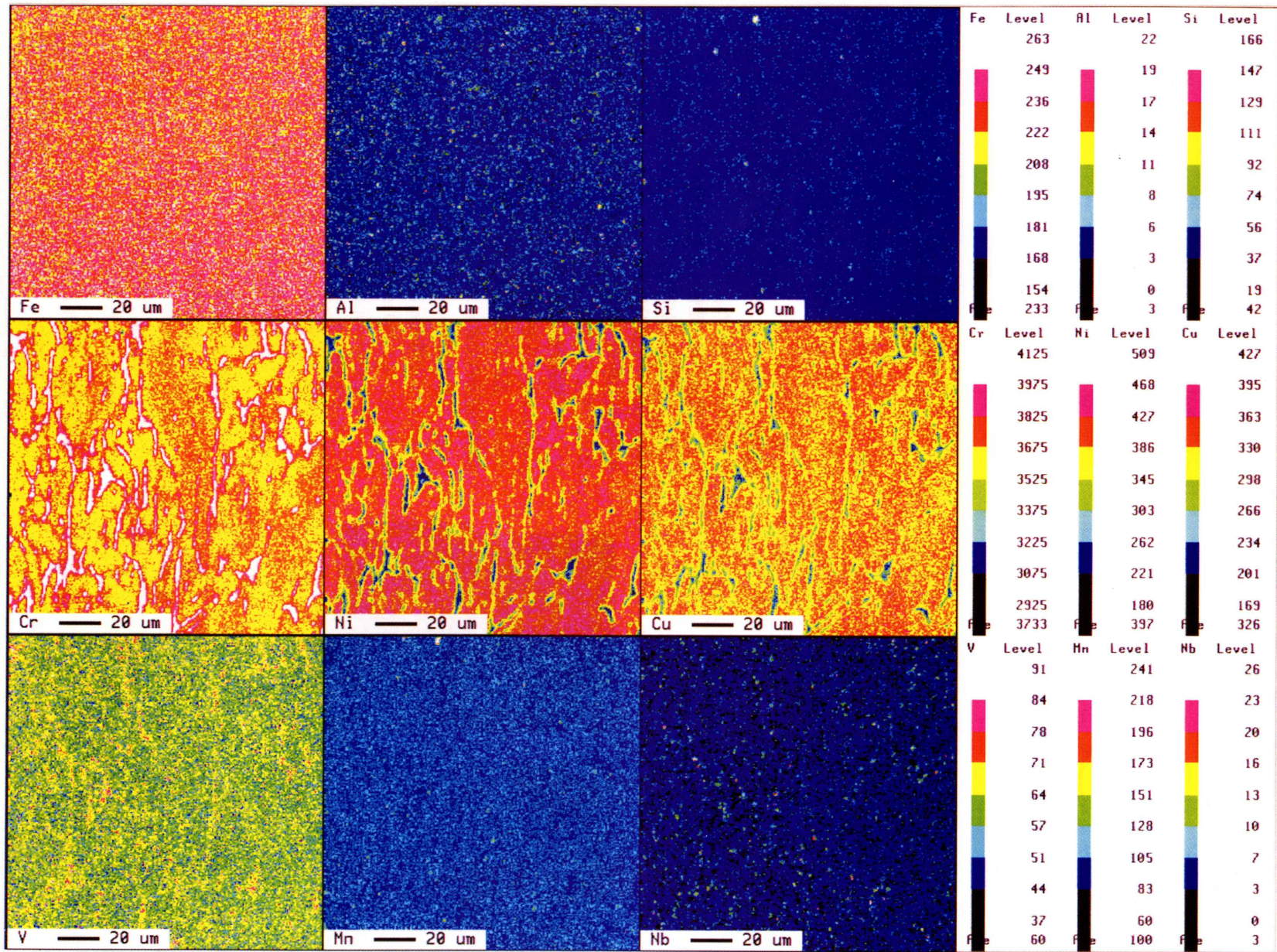


図2-12 破断フック材料の元素の分布 (試料B)

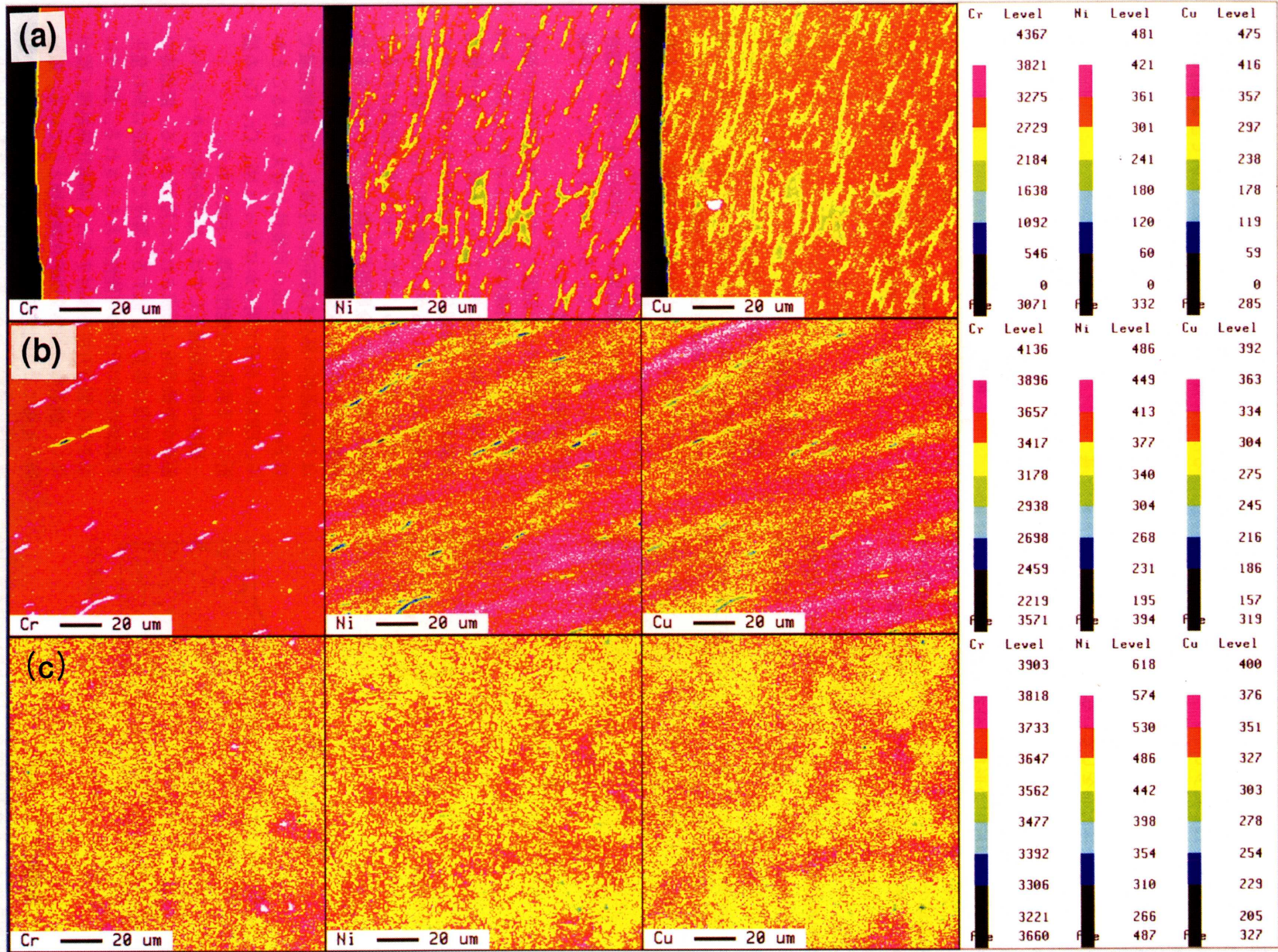


図2-13 偏析した元素分布の比較 ; (a) 試料 B, (b) 試料 N, (c) 試料 R

偏析している元素 (Cr, Ni, Cu) について、図2-13に参照材のEPMA分析結果と比較した結果を示す。未使用フック (試料N) の先端部を使用したため、破損フック (試料B) もここでは先端部から得た試料を用いたため図2-12とは少しパターンが異なっている。試料NにはCr等の偏析パターンがわずかにみられたが、試料Bと比較すると均一分布といえる。また、試料R (非鍛造材) ではNi, Cr, Cuに格別の偏析はみられず、均一な分布をしている。なお、破損フックとペアであったフック (試料P) には試料Bとほぼ同様の偏析があった。したがって、この偏析は、破損品と同一ロットの製品に特有のものと考えられる。

図2-14は、偏析相の形態の分布を調べるために、Niの面分析を断面各部分で比較したものである。Niの偏析領域のパターン (パターンはCr, Cuも同様である) は、断面の位置によって異なり、概ね型鍛造 (フック形状への最終的な鍛造) 時の物質移動の流れに沿っている。それ以前の加工・処理による偏析であれば、固溶化熱処理温度以上に加熱される型鍛造時に再度均質化されるはずであることから、この偏析は型鍛造加工時に形成されたものと推定される。

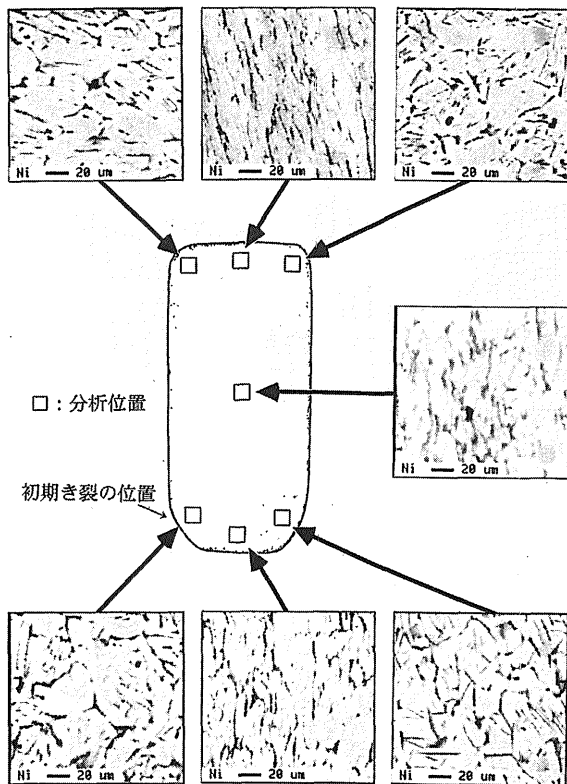


図2-14 Niの分布パターンの場所による違い (試料B)

(3) X線回折による分析

EPMAによる元素分布から、Fe-Cr化合物等の存在も推測されたので、X線回折による同定を試みた。

図2-15はその回折パターンである。SUS630の回折パターンは登録されていないが、参照材である棒材 (試料P) のパターンとも同一であり、格別の問題はなかった。ただし、微細な析出物や偏析相等を正確に同定するためには、焦点を絞ってX線を照射できる微小領域分析装置による詳細な測定が必要である。

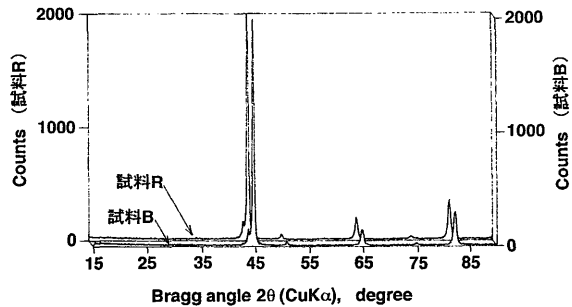


図2-15 X線回折による分析結果

3. 考察

3.1 破断の原因

鋼材の脆性破壊は、切欠きなどの応力集中部のある材料が低温で高速の変形 (衝撃的な荷重) を受ける場合に起きる。初期き裂は脆性破壊の起点となるほどの大きさではなく、また使用条件 (温度、荷重) にも特に異常はなかったと報告されている。一方、硬さ測定とシャルピ衝撃試験結果から、材料自身が所定の靱性値を有せず、脆化していることは明らかで、これが破断の直接的原因と考えられる。

材料の低靱性化の原因としては、水素脆化の可能性も否定できないが明確な特徴がみられない。SUS 630は、固溶化熱処理においてCuを固溶させ、析出硬化熱処理によって微細なCu-richの析出相を形成させて強化をはかっているが、Cu量が多すぎると靱性を低下させるといわれる。また、Fe-Cr相で形成される可能性のあるFe-Cr金属間化合物 (シグマ相) もまた靱性低下の原因となると考えられている。Cuの偏析はCu量過剰の部分を局所的に生成し、Cr過剰領域ではFe-Cr化合物の形成の可能性も考えられることから、EPMA分析で明らかになったNi, Cr, Cuの偏析による脆化の可能性が強く示唆される。

偏析の形成原因としては、組成分布のパターンから、偏析が型鍛造時に形成されたと推測される。鍛造時の温度管理は重要で、低すぎる温度での鍛造は割れ発生や低靱性相の析出の可能性があるとされる。図1-1に示される製造方法を検討すると、固溶化熱処理工程がなく、鍛造時の加熱を固溶化熱処理としている。鍛造時の加熱により固溶化処理を行う場合には注意深い温度管理が必要である。鍛造温度が低すぎたり加工速度が速すぎると、所要の熱処理条件が満たされず、均質

な固溶化組織が得られなくなるとともに、2.1で述べたように割れが発生しやすくなる。また、冷却速度が遅すぎると固溶限を越えた元素の析出による偏析が起きる可能性がある。製造手順によれば、鍛造時の加熱温度は1150°Cで十分高いことになっているが、実際に鍛造が施工される時の温度は記録されていない。型鍛造時の温度管理に問題があったことは、材料内部の欠陥(図2-2のV部及び図2-6)及び初期き裂の存在からも示唆される。これらを総合すると、型鍛造時の温度管理が適切でなく、偏析による低靱性相の生成及び応力集中の原因となる鍛造欠陥の形成が脆性破壊の根本的な原因と考えられる。

3.2 対策と検査方法の提言

(1) 製造方法の見直し

材質の変化が疑われるにもかかわらず、同時期に製作された他のフックに問題が発生しておらず、また、事故時にも同様の材質変化のみられるペアのフックが破断しなかった。これらは、破断面の変色部(初期き裂)のような欠陥がなければ、材質の脆化があっても直ちには脆性破壊を引き起こすとは限らないことを示唆する。本事故発生後、同種のフックについてき裂の検査がなされたが、発見されたものはなかった。しかしながら、鍛造時の材質変化がどの範囲に及んでいるかは不明であるため、特に同一ロットの製品の取り扱いには十分に注意するとともに、たとえば再度固溶化熱処理を行う等、何らかの対策が必要である。今後の製作にあたっては、製造過程の見直し、特に鍛造時を含む温度管理の見直しが必要と思われる。鍛造開始と終了時の温度を規定し、鍛造後再度固溶化熱処理を行うことが推奨される。

(2) 超音波による損傷評価の試み

最後に、不適切な熱処理による材質変化の非破壊検査について検討する。材料の超音波特性は弾性的性質と関係があり、材質変化を検査できる可能性がある。特に、超音波の材料内部での減衰は、結晶粒界のほか元素の偏析の影響を受けることから、フックにみられた偏析を非破壊的に検査できる可能性が考えられる。そこで、フックの内部での超音波減衰特性を調べた。破損フック(試料B)のほか、参照材として未使用フック(試料N)を試料とした。図3-1は、超音波減衰特性の計測法の模式図である。フックの破断位置に近い側面に広帯域探触子を置き、表面に超音波を入射したときの底面(裏面)からの反射波を採取した。試料の表面粗さに起因する超音波の伝達損失の影響を除くため、最大粗さ(R_{max})が5 μm 程度になるよう表面を研磨した。

得られた結果を図3-2に示す。上の2つの図は受信波形でありほぼ中央に底面エコー波形が検出されている。

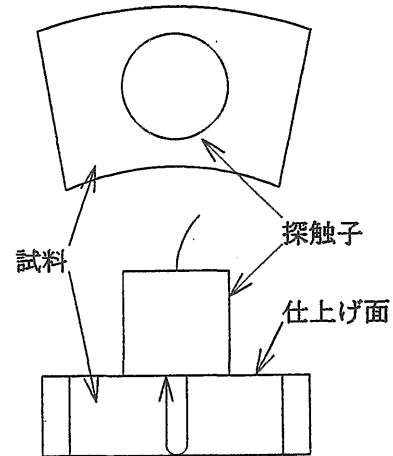


図3-1 超音波減衰特性計測の模式図

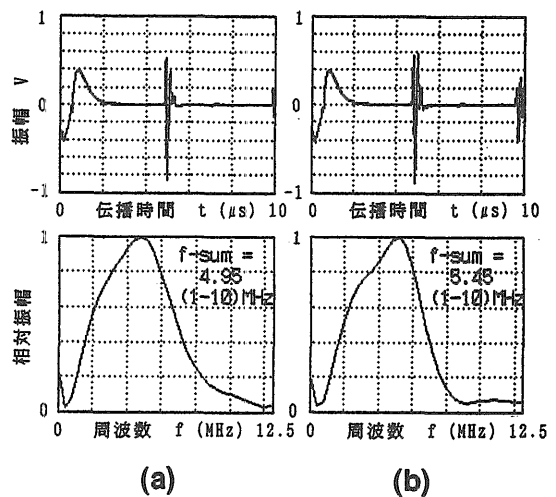


図3-2 底面エコーの受信波形(上)とそのスペクトル(下);
(a) 試料N, (b) 試料B

右側に示す試料Bの方が試料Nより振幅は大きかった。下の図は底面エコー波形の周波数分析(FFT処理)により得たスペクトルである。試料Bの方が全周波数で積分した値(面積)は大きくエネルギー損失が小さかった。また、低周波成分は試料Bの方が高く、高周波成分(5 MHz以上)では試料Nの方が高い。試料Bと試料Nの差は大きくなく、確度の高い方法とするためにはデータの蓄積と系統的な実験に基づく検討が必要ではあるが、両者の間に定性的・定量的違いが存在し、非破壊検査法としての可能性は示唆された。

4. まとめ

析出硬化型ステンレス鋼製のフックの破断事故の原

因の調査を行った。破面観察結果は脆性的な破壊を示唆し、硬さとシャルピ衝撃試験結果から、材料が低靱性であったことが明らかになった。元素分析により、クロム等の偏析がわかり、鍛造時の温度管理が不適切であったために低靱性相を形成したという結論を得た。今後の製作にあたっては、鍛造時の温度管理等の製造工程の見直しが推奨される。

謝辞

SUS 630の諸性質、加工（特に鍛造）についてご教示をいただいた羽田晋介氏（神戸製鋼所）及び小賀正樹氏（明電舎）に謝意を表します。

[参考文献]

- 1) JIS G 4303.
- 2) ステンレス協会編、ステンレス鋼便覧、pp.642-645、日刊工業新聞社。
- 3) 日本鉄鋼協会編、鉄鋼便覧第3版；IV 鉄鋼材料、試験・分析、pp.165-167、丸善。
- 4) 塚本富士夫、松木巖、矢ヶ崎汎：金属学会報、3巻、11号、pp.615-621（1964）。
- 5) 川畑正夫、藤田輝夫、江波戸和男：金属学会報、3巻、11号、pp.649-671（1964）。