

## 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  
水海技術部 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 MATSUOKA<sup>1</sup>, Tetsuya SENDA<sup>1</sup>, Shinya HAYASHI<sup>1</sup>,  
Kenichi KATSUMATA<sup>1</sup>, Chiori TAKAHASHI<sup>1</sup>, Noriyuki KOTANI<sup>1</sup>,  
Fujio YANO<sup>1</sup>, Shigeru KITAMURA<sup>2</sup>, Takahiro MAJIMA<sup>3</sup>,  
Iwao WATANABE<sup>4</sup> and Isamu NISHIMORI<sup>5</sup>

### 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

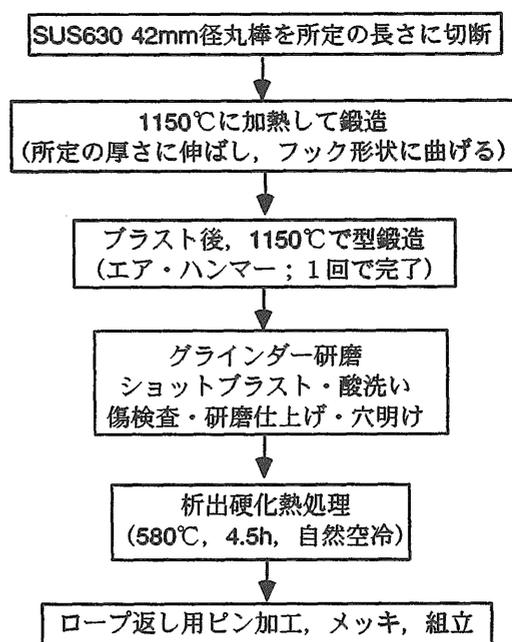


図1-1 フック製造のフロー

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<sup>1)~6)</sup> 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<sup>1)</sup> 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<sup>2,3)</sup>。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 (JIS<sup>1)</sup>)

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 (JIS<sup>1)</sup>)

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<sup>2),3)</sup>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 <sup>2</sup> )	
						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) <sup>2)</sup>
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 <sup>3)</sup>
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、 $\delta$ 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。

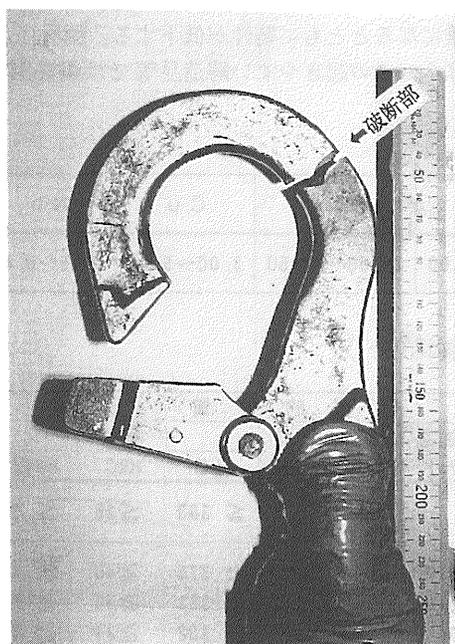


図2-1 破断したフックの外観

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。

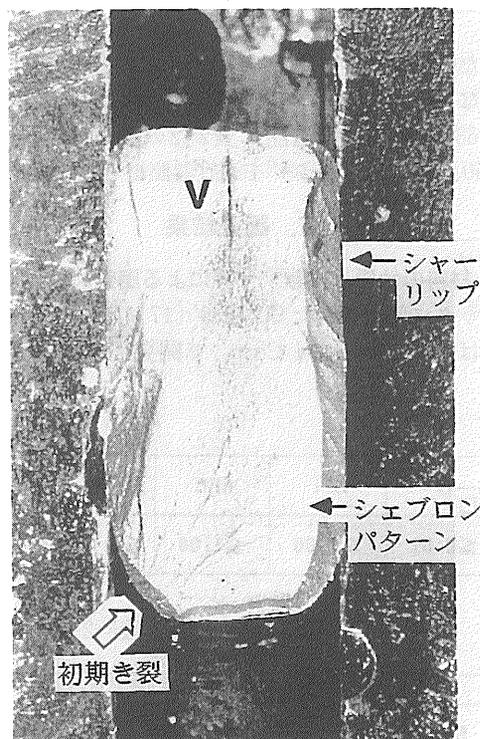


図2-2 フックの破断面のマクロ写真

### (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」

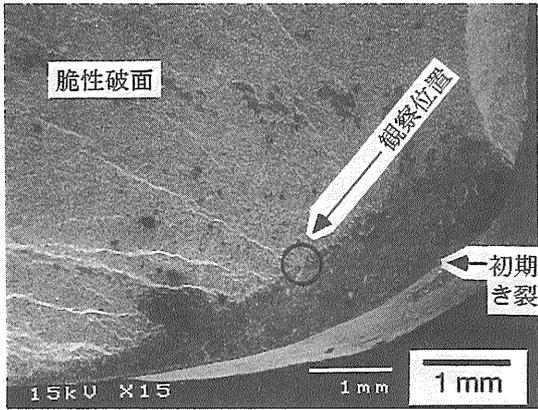


図2-3 破断面のSEM(走査電子顕微鏡)写真

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

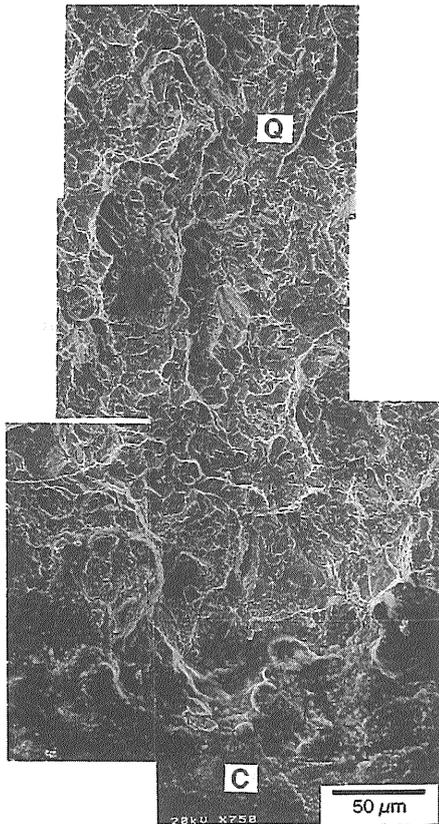


図2-4 破断起点近傍のSEM写真

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

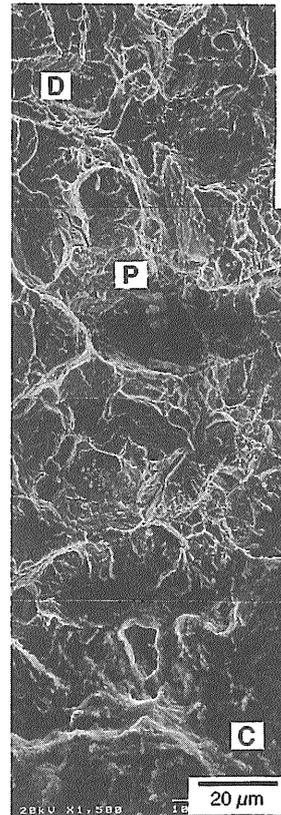


図2-5 破断起点近傍の高倍率SEM写真

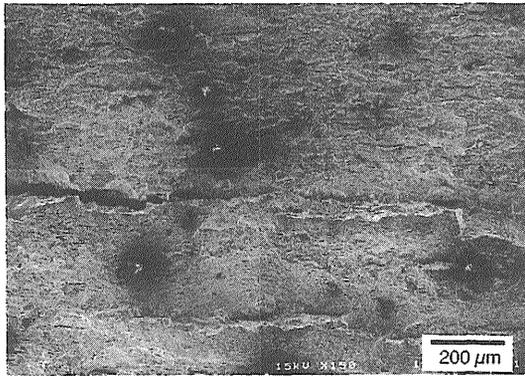


図2-6 内部欠陥のSEM写真(図2-2のV部)

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360<sup>2)</sup>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。

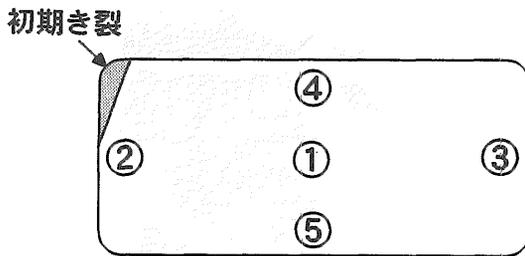


図2-7 硬さ測定箇所

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<sup>2)</sup>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<sup>2)</sup>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。

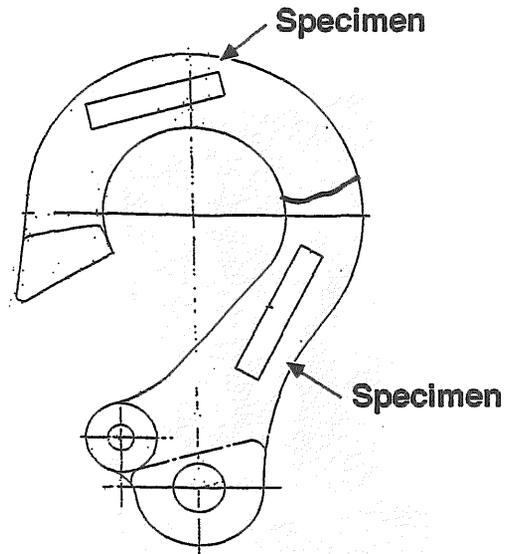


図2-8 シャルピ試験片採取位置

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 <sup>2</sup> )	25.7	74.8

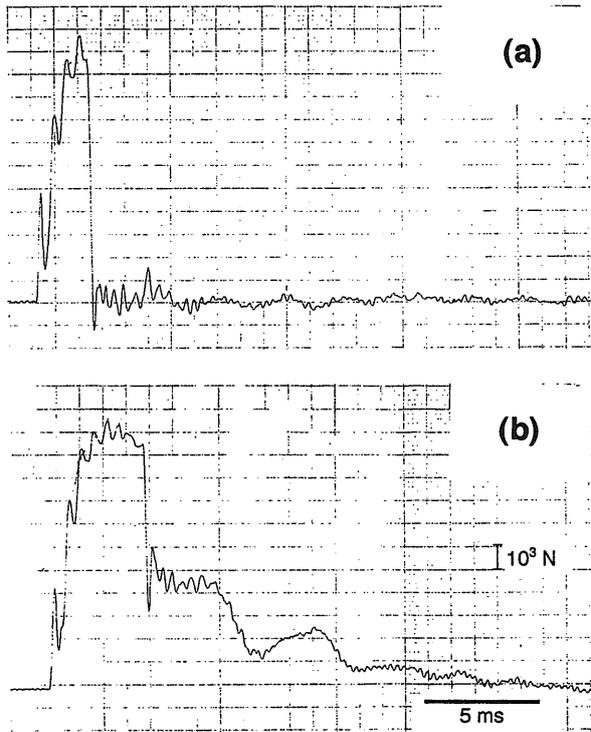


図2-9 シャルピ衝撃試験における時間-荷重曲線。  
横軸は時間、縦軸は荷重；  
(a) 試料B、(b) 試料N

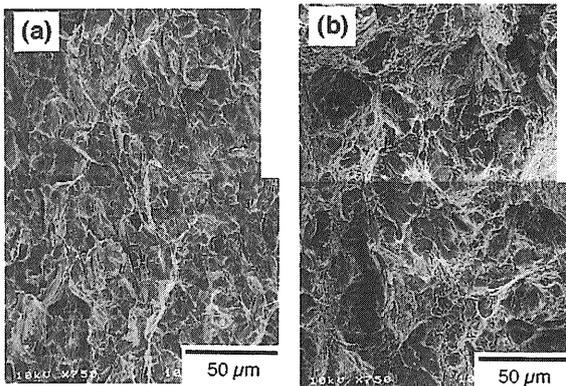


図2-10 シャルピ衝撃試験後の破断面のSEM写真；  
(a) 試料B、(b) 試料N

#### 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

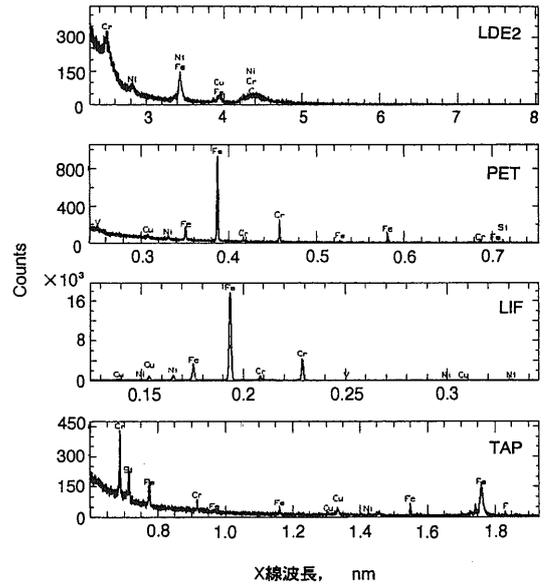


図2-11 EPMAによる定性分析 (試料B)

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

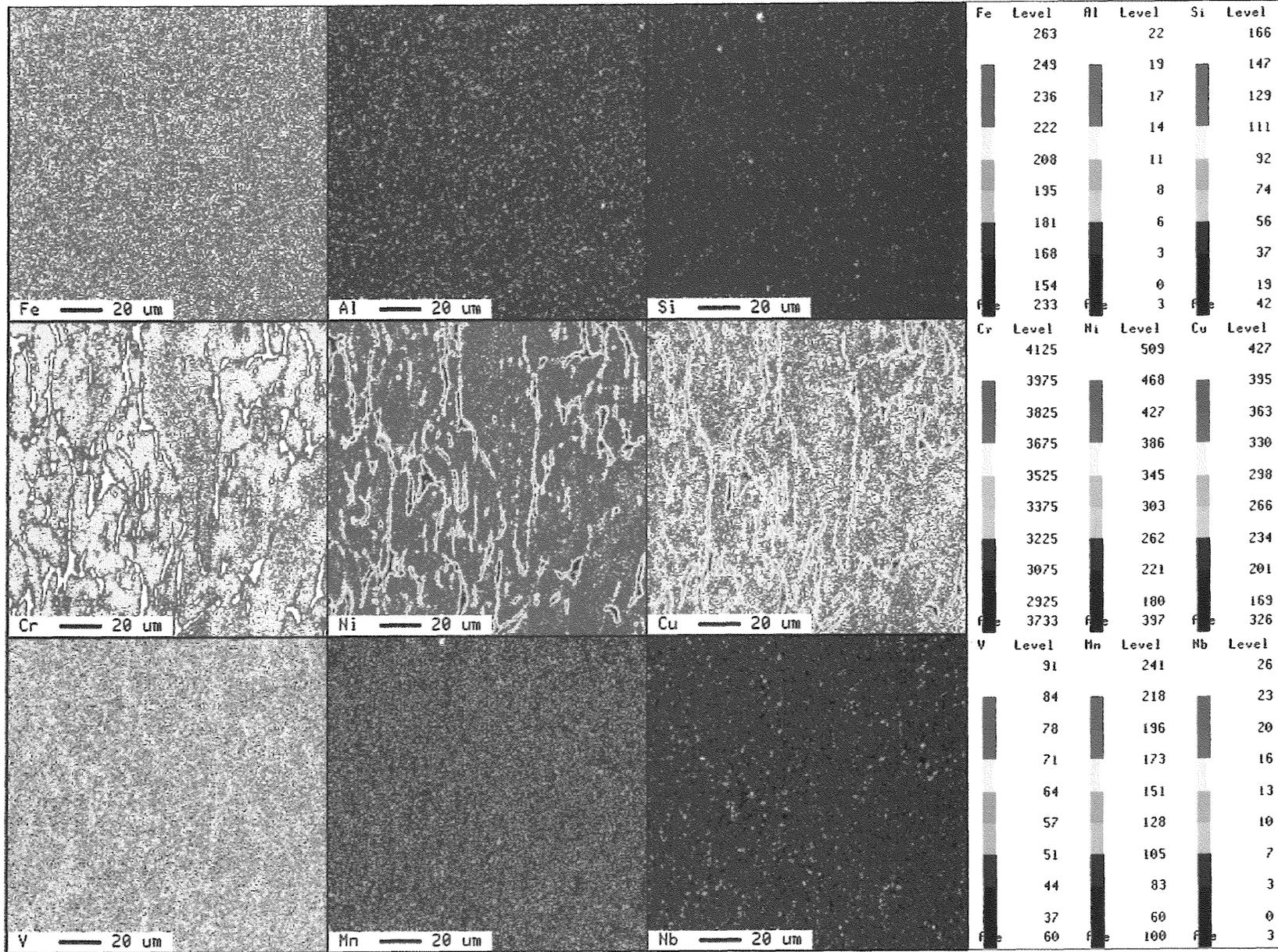


図2-12 破断フック材料の元素の分布 (試料B)