

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。

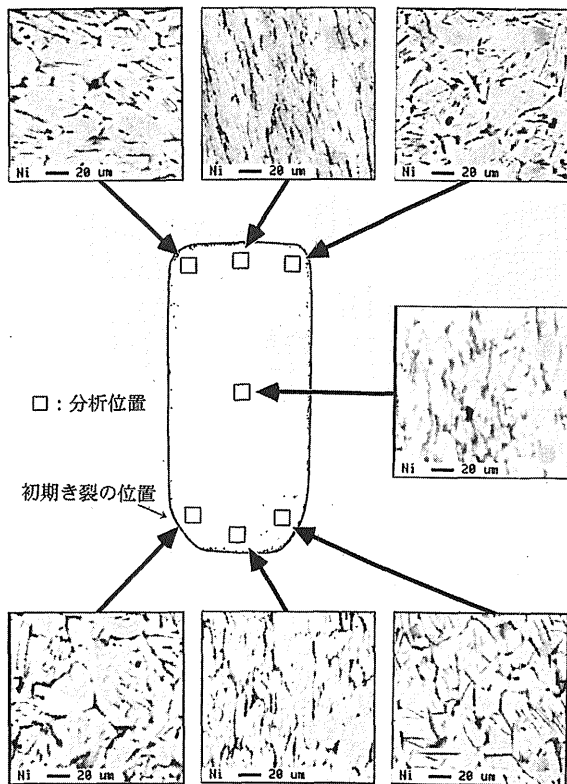


図2-14 Niの分布パターンの場所による違い (試料B)

(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。

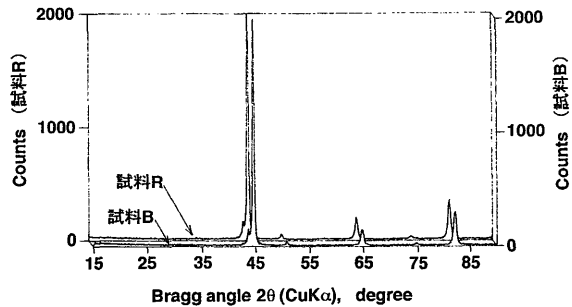


図2-15 X線回折による分析結果

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。

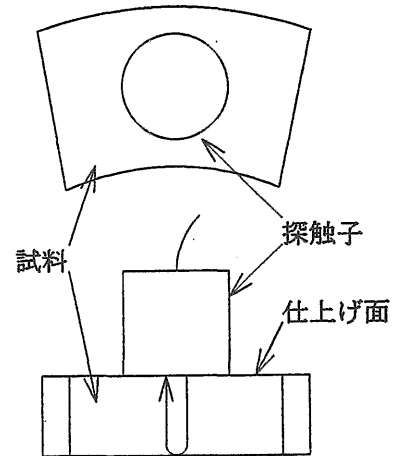


図3-1 超音波減衰特性計測の模式図

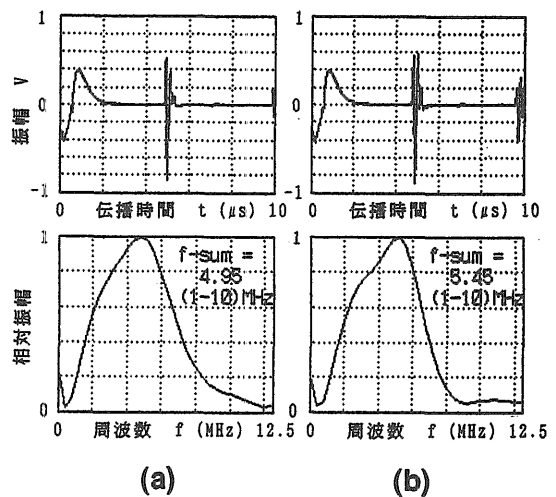


図3-2 底面エコーの受信波形(上)とそのスペクトル(下); (a) 試料N, (b) 試料B

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）。